

TECHNICKÁ UNIVERZITA V LIBERCI

Fakulta Strojní

Katedra materiálů

POSOUZENÍ SVAŘITELNOSTI ALUMINIDU ŽELEZA Fe_3Al

IRON ALUMINIDE Fe_3Al WELDABILITY ASSESSMENT

P2303 Strojírenská technologie

2302V002 Strojírenská technologie

Zaměření: materiálové inženýrství

Doktorand: Ing. Filip Klepsa

Školitel: Prof. RNDr. Petr Kratochvíl, DrSc.

Vedoucí katedry: Doc. Ing. František Stuchlík, CSc.

Liberec, 2009

Rád bych úvodem této disertační práce poděkoval svému školiteli Prof. RNDr. Petrovi Kratochvílovi, DrSc. za vedení při vzniku této práce, předané znalosti a konzultační činnost.

Zvláštní dík pak náleží školiteli specialistovi - Doc. Ing. Heinzí Neumannovi, bez jehož znalosti a činnosti praktika a vysoce pragmatického proaktivního přístupu, by vůbec tato práce nemohla být dokončena.

Oběma výše jmenovaným pak děkuji za bezbřehou trpělivost při celém dlouhodobém procesu vzniku této práce.

Filip Klepsa

Anotace

Disertační práce sleduje dva směry působení svařovacího procesu na základní materiál Fe_3Al :

1. působení koncentrovaného zdroje tepla - svařování laserem.
2. působení metody TIG především za vysokých teplot přehřevu.

Vliv svařovacího procesu byl sledován optickou a elektronovou mikroskopií (TEM), bylo určeno chemické složení svaru (EDX analýza), průběhy mikrotvrdosti ve svaru a jeho okolí, byla hodnocena tažnost a pevnost svařovaných vzorků v porovnání se vzorky nesvařovanými a orientačně i creep svařovaných vzorků v porovnání se vzorky nesvařovanými při teplotě 600°C , často užívané v technické praxi. Byl proveden i návrh aplikace simulačních výpočtů programem SYSWELD k získání podkladů pro návrh postupů svařování. Byly doporučeny možnosti zlepšení mechanických vlastností základního materiálu před svařováním.

Klíčová slova: aluminid železa (na bázi Fe_3Al), laserové svařování, svařování TIG, chemické složení, mechanické vlastnosti.

Anotation

Two main topics concerning welding process effect on basic material Fe_3Al are presented:

1. effect of high concentrated heat source – laser welding
2. effect of TIG method mainly by high preheating temperatures

Welding process effect was observed by optical and electron microscopy (TEM), chemical structures in weld were defined by EDX analysis, microhardness courses in the weld and its surround, ductility and strenght of welded probes in comparison to unwelded, tentatively creep on temp. 600°C , mainly used in technical praxis. Simulation aplication proposal SYSWELD for obtaining welding parameters was realised. Next possibilities to improve basic material mechanical properties were suggested.

Key words: iron aluminide (Fe_3Al base), laser welding, TIG welding, chemical structure, mechanical properties.

1. ÚVOD	5
2. STRUKTURA A VLASTNOSTI ALUMINIDŮ ŽELEZA TYPU Fe_3Al	7
2.1 Mechanické vlastnosti aluminidů železa typu Fe_3Al	8
2.2. Vliv hlavních legur na mechanické vlastnosti.....	10
2.3 Charakteristika porušení u Fe_3Al	13
2.4 Mechanické vlastnosti materiálu Fe-28Al-4Cr s přísadami céru a titanboridu.....	15
2.5 Vývojové tendence zpracovatelských technologií a použití aluminidu železa Fe_3Al ..	16
2.6 Vybrané vlastnosti aluminidů železa (dle označení USA).....	18
3. SVAŘITELNOST KOVOVÝCH MATERIÁLŮ.....	20
3.1 Metodika hodnocení svařitelnosti	21
4. KVALITA SVAROVÝCH SPOJŮ – VADY SVARŮ	22
4.1 Trhliny.....	23
4.1.1 Trhliny za tepla.....	24
4.1.2 Trhliny za studena	25
4.2 Stupně jakosti svaru	25
5. VÝZKUM SVAŘITELNOSTI ALUMINIDŮ A SOUČASNÝ STAV POZNÁNÍ.....	26
6. STANOVENÍ CÍLŮ DOKTORSKÉ PRÁCE A METODICKÉ POSTUPY ŘEŠENÍ.	31
7. EXPERIMENTÁLNÍ PRÁCE	33
7.1 Laserové svařování (metoda 522 podle ČSN EN ISO 4063).....	33
7.1.1 Laserové nátavy.....	33
7.1.2 Laserové svary – podélný svar trubky.....	42
7.1.3 Laserové svary – podélné svary plechů.....	43
7.1.4 Mikrostruktura a vlastnosti laserových nátavů a svarů	46
7.2 Svařování metodou TIG (metoda 141 podle ČSN EN ISO 4063) – nátavy plechů.....	50
7.3 Nátavy a svary plechů metodou 111 podle ČSN EN ISO 4063.....	57
7.4 Svařování metodou TIG (metoda 141 podle ČSN EN ISO 4063) – svary plechů.....	62
7.5 Výsledky hodnocení svarů pomocí TEM.....	71
7.6 Mechanické zkoušky svarů	74
8. DISKUZE VÝSLEDKŮ A VĚDECKÝ PŘÍNOS PRÁCE	78
9. DOPORUČENÍ PRO DALŠÍ SMĚR VÝZKUMU	82
10. LITERATURA.....	84
11. SEZNAM PUBLIKACÍ AUTORA	87

1. ÚVOD

Intermetalické fáze obecně, intermetalické sloučeniny či zkráceně intermetalika, tvoří zvláštní skupinu materiálů. Ze strukturního hlediska jsou to tuhé roztoky nebo sloučeniny, ve kterých jsou jednotlivé atomy pod určitou kritickou teplotou T_c uspořádány na dlouhou vzdálenost – uspořádané tuhé roztoky [1].

Aluminidy železa představují materiály, jejichž vlastnosti je předurčují k použití za extrémních podmínek (vysoké teploty, korozně agresivní prostředí oxidační i sulfidační). Do budoucna se s intermetaliky počítá pro aplikace ve spalovacích provozech (kotelnách, spalovnách), v chemickém průmyslu (protikorozi povrchy, trubky či výstelky reaktorů), v automobilovém průmyslu (sběrné potrubí výfuku, ventily) atd.

Aluminid železa Fe_3Al patří mezi intermetalické sloučeniny, které na sebe soustřeďovaly v posledních letech vědecký zájem. O ten se zasloužily především oxidační a sulfidační odolnost i při vysoké teplotě, výhodnější poměr mez kluzu a specifické hmotnosti než u nerezových ocelí, nízká pořizovací cena vstupních materiálů (oproti chromu, niklu nebo titanu), výborná otěruvzdornost, odolnost vůči kavitaci.

Široké užití těchto materiálů je však i limitováno omezeními, mezi něž patří křehkost za pokojové teploty s tendencí k výskytu trhlin při zpracování, nízká tažnost a s těmito vlastnostmi související špatná a nákladná obrobiteľnost.

Tyto a další podněty iniciovaly výzkum ve spolupráci Katedry fyziky kovů Karlovy univerzity v Praze a Katedry materiálu Technické Univerzity v Liberci. V rámci této spolupráce vznikla i předložená disertační práce: Posouzení svařitelnosti aluminidu železa Fe_3Al .

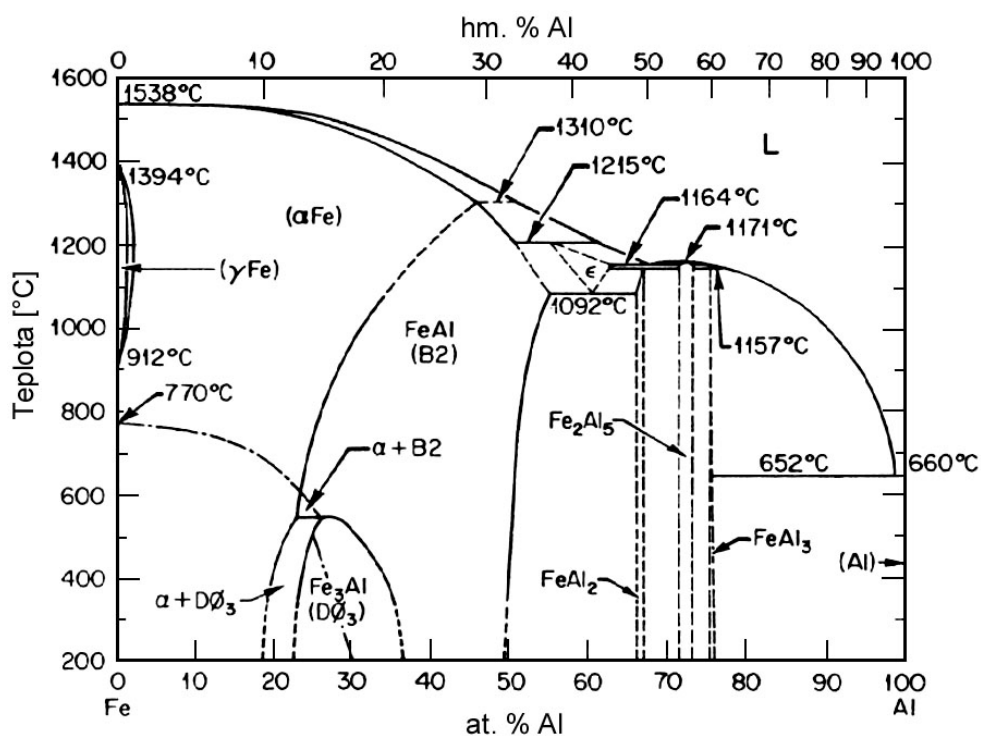
Aplikace rozměrnějších konstrukčních celků v průmyslu obvykle vyžaduje i aplikaci vhodných metod spojování detailů. Mezi těmito metodami stále hrají dominantní postavení technologie svařování. Aplikaci metod svařování však mohou doprovázet i různé metalurgické problémy např. výskyt trhlin v oblasti svarového spoje. Pro aplikaci metod svařování je proto nezbytné uspokojivé zvládnutí metalurgických problémů, tj. především eliminovat výskyt trhlin a stanovit komplexní podmínky svařování zajišťující žádanou kvalitu spoje. Vhodnost materiálu pro svařování lze posuzovat obvykle podle různých ukazatelů (u ocelí např. uhlíkový ekvivalent), pro slitiny na bázi Fe_3Al jsou však všeobecné i konkrétní údaje dostupné pouze velmi omezeně.

V disertační práci je proto pozornost věnována především charakteristice vlivu svařovacího procesu (tenzotermickým účinkům) na základní materiál tj. na aluminid typu Fe_3Al . Vliv svařovacího procesu na základní materiál je sledován strukturně optickou a elektronovou mikroskopií, je určováno chemické složení svaru (EDX analýza), průběhy mikrotvrdosti ve svaru a jeho okolí, je hodnocena tažnost a pevnost svařovaných vzorků v porovnání se vzorky nesvařovanými a orientačně i creep svařovaných vzorků v porovnání se vzorky nesvařovanými. S ohledem na malé množství základního materiálu je proveden i návrh aplikace simulačních výpočtů programem SYSWELD k získání podkladů pro návrh postupů svařování. Základním cílem těchto postupů bylo vymezení podmínek pro získání aplikovatelných svarových spojů.

Pokusné svařování Studovaný materiál je modifikací základní verze aluminidu Fe-28Al-4Cr převážně s aditivem Ce (aditivum TiB_2 je použito při pokusech s laserem). Z uvedeného materiálu byly připraveny základní hutní polotovary. Především se jednalo o plech a minoritně o trubky. Plechy byly vyrobené válcováním v ochranné atmosféře argonu ve firmě Kovohutě, VÚK, s.r.o Panenské Břežany a trubky protlačováním za tepla ve firmě FERRA a.s., Hrádek u Rokycan.

2. STRUKTURA A VLASTNOSTI ALUMINIDŮ ŽELEZA TYPU Fe_3Al

Intermetalická sloučenina, fáze nebo intermetalikum je slitina s uspořádanou strukturou tuhého roztoku, který vzniká z neuspořádaného při vhodném stechiometrickém složení a určité teplotě. Krystalová struktura intermetalik souvisí s velmi silnou částečně homoepolární vazbou mezi nestejnými atomy [2].



Obr. 1 Fázový diagram Fe – Al [3]

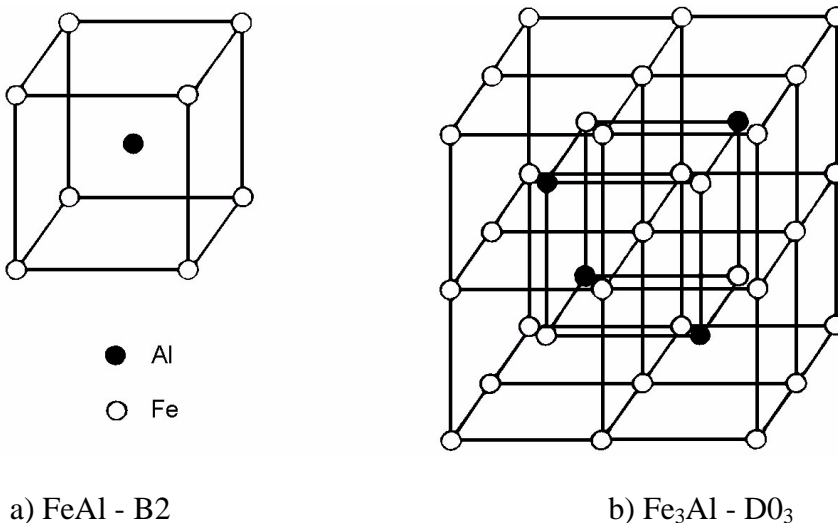
Fázový diagram systému Fe-Al obsahuje řadu intermetalických fází, z nichž pro praxi je zajímavý pouze tuhý roztok α a uspořádané struktury B2 a D0₃. V okolí stechiometrického složení Fe_3Al nabývá slitina různých struktur (dle teploty a chemického složení): neuspořádaný tuhý roztok hliníku v železe (α -ferit) při vysokých teplotách a dvě uspořádané fáze (D0₃ a B2) při teplotách nižších.

Sekvence fázových struktur ve směru od vysokých teplot k nízkým je: neuspořádaný tuhý roztok (α), Fe_3Al s nedokonalou uspořádanou strukturou B2, dvě dvoufázové oblasti $\alpha + \text{D0}_3$ a $\alpha + \text{B2}$ a uspořádaný Fe_3Al se strukturou D0₃.

Přebytečné fázové transformaci přes dvoufázové oblasti složení slitiny se lze zbavit cíleným odklonem do stechiometrického poměru Fe_3Al 75%:25% k nestechiometrickému složení Fe-28at.%Al, kdy je získána slitina s jedním rozhodujícím fázovým přechodem v pevném stavu a to $\text{D0}_3 \leftrightarrow \text{B2}$ [3].

Teplota transformace (T_C) mezi strukturami B2 a $D0_3$ ve stechiometrickém složení Fe_3Al je přibližně $550^\circ C$ [2].

Uspořádané krystalové struktury $D0_3$ a B2 (základní buňky zobrazuje Obr. 2.), vycházejí z prostorově centrované kubické mřížky. Mřížka B2 má na průsečíku tělesových diagonál atom Al, v uzlových polohách atomy Fe. Jedná se o průnik dvou prostých kubických mříží obsazených železem a hliníkem s mřížkovým parametrem a_0 . Elementární buňka $D0_3$ je složena z osmi elementárních buněk B2 se střídavým umístěním atomů Fe a Al v prostorově centrované poloze s mřížkovým parametrem $a_0' = 2a_0$ (B2) [2] [3].



Obr. 2 Základní buňka struktury B2 a D0₃ [3]

V uspořádaném stavu B2 je každý atom A obklopen osmi atomy B a naopak. Plocha, podél níž je toto uspořádání nejbližších sousedů narušeno, je antifázové rozhraní (APB). APB rozdělují nadmřížku na domény. V Fe₃Al existují nad teplotu T_C domény B2, při podchlazení pod T_C pak dochází ke vzniku jemnějších domén D0₃ uvnitř původních domén B2 [2].

2.1 Mechanické vlastnosti aluminidů železa typu Fe₃Al

Mechanické vlastnosti aluminidů železa obecně jsou odvislé od celé řady faktorů: obsah železa (stechiometrie), uspořádání (typ, množství, velikost uspořádaných domén), legující přísady (druh a množství), výrobní podmínky polotovaru, jeho následné tepelné zpracování, dosažená mikrostruktura a prostředí zkoušky mechanických vlastností. Význam legujících přísad a tepelného zpracování je zásadní.

Legující ternární příměsi (intersticiální i substituční) ovlivňují mechanické vlastnosti Fe_3Al a některé z nich i kritickou teplotu T_C . Vhodným použitím příměsí můžeme eliminovat křehkost při nízkých teplotách a zlepšit tvařitelnost při pokojové teplotě – Tab. 1. Vliv tepelného zpracování níže ilustruje Tab. 2. [2,3].

Tab. 1 - Vliv legujících prvků na vlastnosti Fe_3Al [2,4]

Legura	Tvárnost	Tažnost	Mez kluzu	Pevnost při HT	Creepová odolnost ^a	Teplota $\text{B2} \leftrightarrow \text{D0}_3$ ^b	Oxidační odolnost ^c
Prvky tvořící precipitáty							
Nb	—	↓↓	↑↑	↑↑	↑↑	—	—
Cu		↓↓	↑↑	↓		—	—
Ta	↓↓	↓	↑↑	↑↑		—	—
Zr	↓↓	↓↓	—	—	↑		
B		↑	↑	—	—	—	—
C		—	↑	—	↓	—	—
Prvky tvořící tuhé roztoky							
Cr	↓	↑	↓	↑	—	—	—
Ti	—	↓↓	↑	↑	↑	↑	↓
Mn	—	↓	↓↓	↑	—	↑	—
Si	—	↓↓	↓↓	↑↑		↑↑	—
Mo	↓	↓↑	↓	↑↑	↑↑	↑	—
W	—	—	—	—	—		↓↓
Ni		↓↓	↓	↑↑		—	—

↓ - klesající účinek, ↑ – rostoucí účinek, — žádný vliv příměsi

každá šipka odpovídá jednomu odkazu

(a) – zkoušeno do lomu při 593°C a 207MPa

(b) – stoupá nebo klesá od 540°C

(c) – zkoušeno při 800-816°C, 240-500 hod v laboratorních podmínkách

Tab. 2 – Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti [2,3]

	1h/850°C+ 5-7dní při 500°C, vzduch D0 ₃			1h/750°C, vzduch a olej B2		
	Mez kluzu [MPa]	Pevnost [MPa]	Tažnost [%]	Mez kluzu [MPa]	Pevnost [MPa]	Tažnost [%]
Fe-28Al	279	514	3,7	434	716	8,0
Fe-28Al-4Cr	228	554	8,2	382	752	14,6
Fe-28Al- 5Cr-0,1Zr-0,05B	312	546	7,2	480	973	16,4
Fe-28Al-5Cr-0,5Nb-0,2C	320	679	7,8	384	930	16,9
Fe-28Al-5Cr-0,5Nb-0,5Mo- -0,1Zr-0,2B	379	630	5,0	589	965	10,2

2.2. Vliv hlavních legur na mechanické vlastnosti

Obsah **chromu** je vhodný do 6 at. %. Chrom vytváří v mřížce Fe₃Al tuhý roztok a pozitivně ovlivňuje vytváření oxidů. Výsledkem je zvýšení tažnosti za pokojové teploty. S rostoucím obsahem Cr se zvyšuje odolnost proti oxidaci a naopak slitina obsahující více než 2% Cr je méně odolná proti sulfidaci [5]. Chrom zvyšuje teploty fázových přechodů a stabilizuje struktury B2 a D0₃ [4,6]. Příznivou vlastností je zvýšení svařitelnosti materiálu [3]. Přidání 2-6% chromu způsobuje zdvojnásobení tažnosti při pokojové teplotě – Tab. 3 [4].

Tab. 3 - Mechanické vlastnosti slitiny Fe₂₈Al v závislosti na obsahu Cr [4]

Vlastnost	Fe-28%Al	Fe-28%Al+2%Cr	Fe-28%Al+4%Cr	Fe-28%Al+6%Cr
20°C				
Mez kluzu [MPa]	279	247	228	232
Pevnost [MPa]	514	638	553	535
Tažnost [%]	3,7	9,4	8,2	8,4
600°C				
Mez kluzu [MPa]	345	349	347	358
Pevnost [MPa]	383	401	409	415
Tažnost [%]	33	43	32	34

Mechanismus ovlivňování tažnost při pokojové teplotě chrómem, byl studován na slitině Fe₂₈Al. Bylo pozorováno, že s příměsí Cr je transkrystalický lom doprovázen určitým stupněm interkrystalického lomu, což ukazuje, že Cr zvyšuje štěpnou pevnost a částečně štěpný lom potlačuje [4].

Tab. 4 ukazuje výsledky tahových zkoušek na vzduchu při pokojové teplotě pro Fe-28Al a Fe-28Al-4Cr v závislosti na teplotě zpracování. Chrom způsobuje snížení meze kluzu. Vliv Cr na transformaci D0₃ ⇌ B2 byl zjišťován pomocí rentgenové difrakce, která ukázala, že po zakalení z oblasti B2, chrom stabilizuje B2 strukturu až do pokojové teploty [4].

Tab. 4 - Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti Fe₃Al a Fe₃Al+Cr na vzduchu při pokojové teplotě [4]

	Fe-28Al			Fe-28Al-4Cr		
Tepelné zpracování	Mez kluzu [MPa]	Pevnost [MPa]	Tažnost [%]	Mez kluzu [MPa]	Pevnost [MPa]	Tažnost [%]
1/900°C+2/700°C	398	587	4,3	199	433	7,8
1/900°C+96/500°C	277	551	5,6	196	423	7,2
1/850°C+96/500°C	285	466	3,6	248	461	7,0

Zlepšení tažnosti a zvýšení vysokoteplotní pevnosti bylo rovněž dosaženo mikrolegováním **cérem** – Tab. 5 [7]. Hlavní mikrostrukturní změna způsobená mikrolegováním cérem se projevila ve zjemnění zrna. Přísada Ce do slitin na bázi Fe₃Al má za následek tvorbu precipitátů, zejména u hranic zrn. Přísada Ce zvýšila na povrchu vzorku podíl oxidů hliníku Al₂O₃ a chrómu Cr₂O₃ za současného snížení podílů oxidu železa Fe₂O₃. Vznik oxidů hliníku a chrómu na povrchu vzorků výrazně omezuje difúzi H₂ vodíku do slitiny [2].

Přísada Ce způsobuje, že lom při pokojové teplotě je transkrystalický s malým podílem tvárného lomu. Při 600°C vykazují slitiny s přísadou Ce tvárný lom. Mechanismus působení céru není dosud plně pochopen. Předpokládá se, že cér zabraňuje nečistotám usazovat se na hranicích zrn a zpevňuje atomové vazby [8].

Tab. 5 Vliv přísady Ce na mechanické vlastnosti slitin na bázi Fe28Al při pokojové teplotě [7]

Slitina	Rp0,2[MPa]	Rm[MPa]	Tažnost[%]
Fe28Al	410	549	4,5
Fe28Al0,05Ce	497	970	14,3
Fe28Al2Cr	462	900	13
Fe28Al2Cr0,05Ce	645	1134	18,9

Vliv **titanboridu** na vlastnosti aluminidu železa Fe₃Al byl sledován v Oak Ridge National Laboratory (ORNL) a Pratt and Whitney (P&W). Polotovary byly tvářeny na plech opakovaným válcováním při 650°C až 1000°C. Studium materiálu pomocí transmisní elektronové mikroskopie ukázalo, že částčky TiB₂ jsou tvaru tyčinek, o rozměrech od 0,4 do 2 μm a jsou dobře rozptýleny v materiálu [4]. Pro srovnání bylo několik slitin též připraveno práškovou metalurgií.

Přísada titanboridu umožňuje zvýšit pevnost a tažnost slitiny. Slitiny Fe₃Al obsahující přísadu TiB₂ vyrobené práškovou metalurgií (protlačování za tepla) mohou po termomechanickém zpracování dosáhnout tažnosti 15 až 20% při pevnosti v tahu 965 MPa. Bylo zjištěno, že změny zpevňovacích a tvářecích podmínek a použití jemnějšího prášku způsobily změny mikrostruktury, které byly shledány hlavním důvodem pro odlišnosti v pevnosti a tažnosti. Obecně jemnozrnější struktury dávají lepší kombinaci mechanických vlastností [4].

Byly zkoumány účinky termomechanického zpracování na mikrostrukturu slitiny. Bylo zjištěno, že stupeň rekrytalizace má silný vliv na tažnost: částečně rekrytalizovaný vzorek měl tažnost 11 %, ale tažnost rekrytalizovaného byla pouze 3 %. Rekrytalizace (teplota 850°C a doba 1 hod) mění způsob lomu z převážně transkrystalického na interkrystalický. Maximálně příznivý účinek na tažnost byl zaznamenán s přísadou 2 hm. % TiB₂, nad touto koncentrací se tažnost již zmenšuje [4].

Mez kluzu Rp0,2 prudce klesá se zvýšením obsahu Al nad 25%. Přísada TiB₂ slitinu zpevňuje a prokazatelně způsobuje též zjemnění zrna [8].

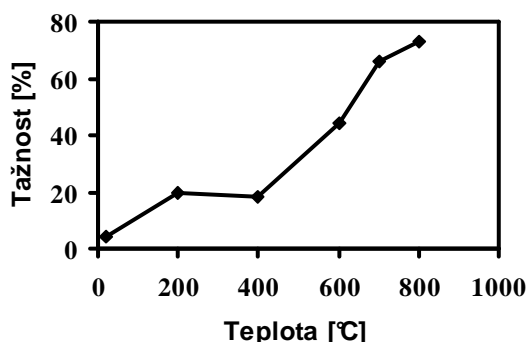
Částice TiB₂ navíc způsobují posun teploty rekrytalizace z 650 na 1100 °C, což znamená, že tvářené materiály si po expozici při 1000 °C zachovávají takovou plasticitu, kterou měly při pokojové teplotě [8].

Slitina Fe_3Al , která obsahovala 24 % až 30 % Al a přísadu TiB_2 do 0,5 hm. %, byla vyrobena obloukovým tavením pod argonem a elektrostruskovým přetavením do 500 gramových ingotů. Materiál byl homogenizován při teplotě 1000 °C po dobu 5 hodin a dále válcován za tepla, při 600 - 1000 °C, do 0,76 mm silných plechů. Slitina obsahovala 24 % až 30 % Al a přísadu TiB_2 do 0,5 hm. % [2].

Tyto slitiny měly protáhlá zrna, užší než 50 μm , velikost zrna po rekrystalizaci byla 60 μm , struktura zrn byla stabilní dokonce i za vysokých teplot (≈ 1000 °C). Rozptýlení TiB_2 bylo účinné pro zpomalení růstu zrna v těchto slitinách. Ačkoli byl TiB_2 rozptýlený, zvýšil pevnost i tažnost, způsob lomu byl změněn z transkrystalického na interkrystalický [2].

2.3 Charakteristika porušení u Fe_3Al

Pro Fe_3Al je charakteristická omezená tažnost a křehký lom při pokojové teplotě a nízkých teplotách. Typické hodnoty tažnosti při pokojové teplotě jsou menší než 10%. – Obr. 3. S rostoucí teplotou tažnost narůstá na hodnoty umožňující tvářet materiál za tepla.

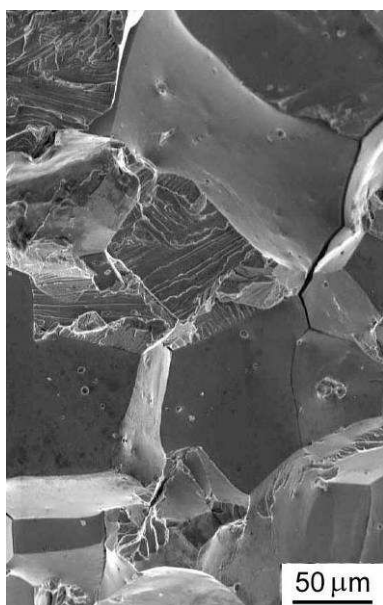


Obr. 3 Závislost tažnosti na teplotě [3]

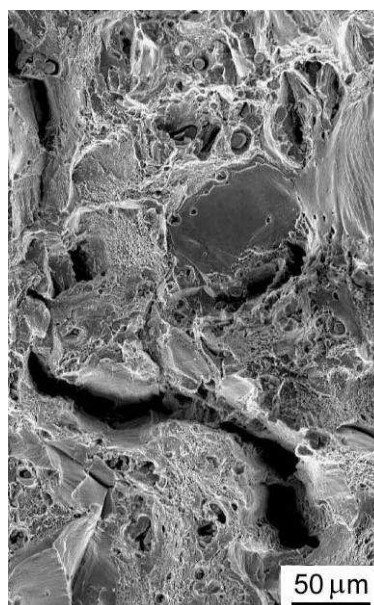
U aluminidu železa se při pokojové teplotě pozoruje interkrystalický lom (Obr. 4) zapříčiněný malou pevností podél hranic zrn a vysokými hodnotami skluzového napětí. S rostoucí teplotou skluzové napětí klesá a lomové plochy při porušení obsahují i transkrystalické partie [3].

Autoři [9] zkoumali lomovou morfologii aluminidu podobného materiálu zkoumaném v rámci této disertace ve třech teplotních oblastech: teplota okolí (20°C), oblast uspořádané struktury D0_3 (200-520°C), oblast uspořádané struktury B2 (550-700°C). Lomová plocha tělesa porušeného při pokojové teplotě měla charakter křehkého lomu. Při lomu často

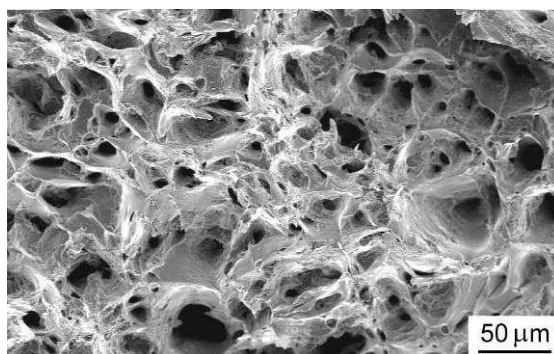
docházelo k interkrystalické dekohezi současně s porušením jednotlivých zrn transkrystalickým lomem (Obr. 4a). V oblasti D0₃ (200-520°C) došlo ke snížení podílu interkrystalického lomu a zvýšení podílu transkrystalického lomu. Zvyšování teploty vedlo ke vzniku výrazných trhlin na lomové ploše (Obr. 4b). Lomová plocha v oblasti B2 (550-700°C) se výrazně mění od předchozích oblastí. Plocha měla charakter transkrystalického tvárného lomu. Se zvyšující se teplotou se podíl fazetek značně zmenšoval a zmenšovalo se i množství trhlinek. U vzorku deformovaného při 700°C měla celá lomová plocha tvárný charakter se zřetelnou plastickou deformací a na lomové ploše se již nevyskytovaly žádné trhliny (Obr. 4c) [9].



a) Převážně interkrystalický lom při pokojové teplotě



b) Výrazný podíl transkrystalického lomu o při 520°C



c) Tvárný lom pozorovaný při teplotě 700°C

Obr. 4 Lomové plochy aluminidu železa Fe₂₈Al₄Cr [9]

Lom je z velké části podmíněn interakcí s okolním prostředím. V zásadě se jedná o interakci:

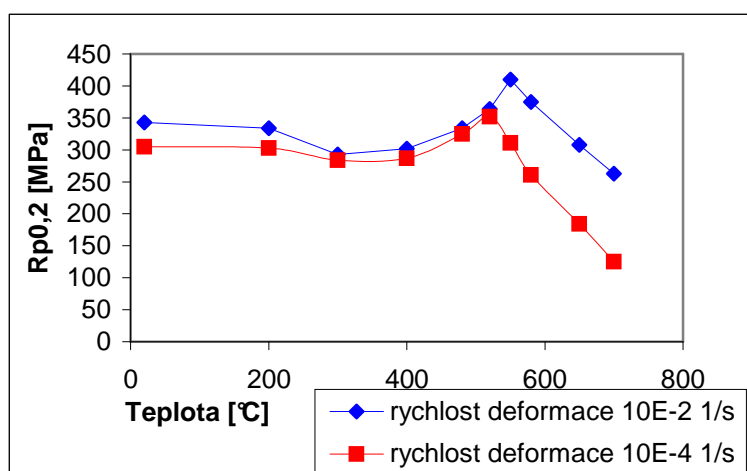
- A) pozitivní s kyslíkem v ovzduší, při čemž se vytváří ochranná vrstva Al_2O_3
- B) negativní s vodní párou, při níž vzniká vodík, to vede k tzv. vodíkové křehkosti.

2.4 Mechanické vlastnosti materiálu Fe-28Al-4Cr s přísadami céru a titanboridu

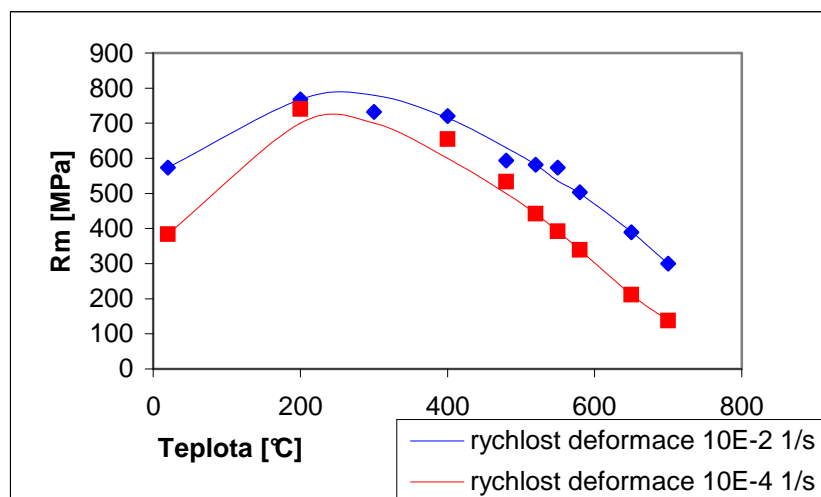
Na zkušebních tyčích vyrobených z trubek provedla Šedivá sérii testů [2]. Vzorky byly před zkouškou tahem žháný při 700°C a kaleny do oleje. Tahová zkouška s vyhodnocením meze kluzu $R_{p0,2}$, meze pevnosti R_m a tažnosti A byla provedena v rozsahu teplot $20\text{--}900^\circ\text{C}$. Závislosti $R_{p0,2}$, R_m a tažnosti na teplotě jsou na Obr. 5, 6 a 7. Rozdíly mezi jmenovitým a skutečným napětím jsou nepatrné (Obr. 5).

Při porovnání získaných závislosti $R_{p0,2}$ na teplotě s údaji z literatury [10] je zřejmý stejný průběh: mírně klesající $R_{p0,2}$ do teploty přibližně 350°C a náhlý vzestup až do teploty 600°C . Při nižší rychlosti zatěžování 10^{-4} s^{-1} byl vzrůst $R_{p0,2}$ pouze do teploty 520°C . Po této teplotě následoval prudký pokles. Z grafu je zřejmý také vliv deformační rychlosti na hodnoty $R_{p0,2}$ a R_m . Obě hodnoty jsou vyšší pro vyšší deformační rychlost [2].

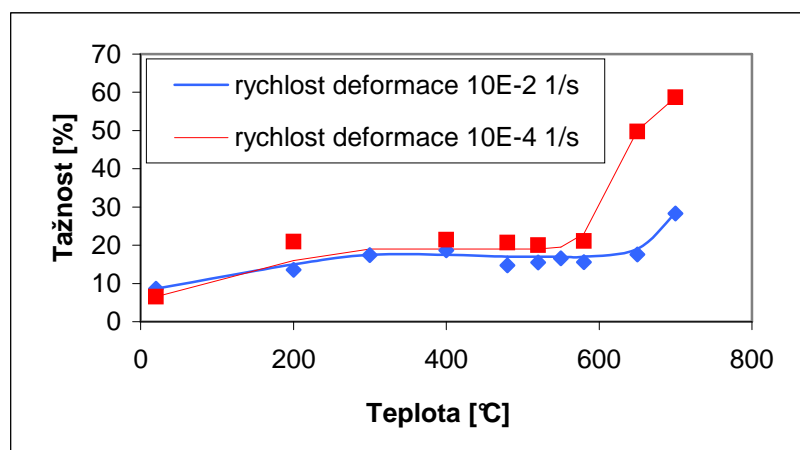
Průběh teplotní závislosti meze pevnosti R_m je jiný než průběh $R_{p0,2}$, což souvisí s teplotní závislostí A . Vzestup napětí pro přísadu céru v rozsahu teplot $20\text{--}200^\circ\text{C}$, kde mez pevnosti dosáhla až hodnoty 770 MPa , následuje mírný pokles do teplot okolo 450°C a pak následovaný prudký pokles až do teplot 700°C . Pro vzorky s přísadou titanboridu platí téměř stejná závislost, ale mírný pokles meze pevnosti začal až při teplotě 500°C . Na křivce R_m jsou zřejmé velmi dobré charakteristiky materiálu s TiB_2 , který si zachovává dobré užité hodnoty R_m i mírně nad 600°C [2].



Obr. 5 Závislost meze kluzu na teplotě, materiál Fe28Al4Cr0,1Ce [2]



Obr. 6 Závislost meze pevnosti na teplotě, materiál Fe₂₈Al₄Cr_{0,1}Ce [2]



Obr. 7 Závislost tažnosti na teplotě, materiál Fe₂₈Al₄Cr_{0,1}Ce [2]

Tažnost roste lineárně s teplotou do 600°C. Poté dochází k náhlému růstu. I pro závislost tažnosti platí rozdíl v závislosti na deformační rychlosti, který se pozoruje při teplotách vyšších než 580°C. Do této teploty je rozdíl v hodnotách tažnosti malý. Tažnost slitiny s TiB₂ je vyšší v porovnání se slitinou s přísadou céru [2]. Uvedené vlastnosti je možno porovnat s charakteristickými parametry uvedenými v bodě 2.6.

2.5 Vývojové tendence zpracovatelských technologií a použití aluminidu železa Fe₃Al

Slitiny hliníku a železa se svými specifickými vlastnostmi jsou vědě a průmyslu známy již delší dobu. Ochranné vzory zaměřené na výrobu a zpracování aluminidů s různým množstvím hliníku se objevují od sedmdesátých let minulého století [11, 12].

Velkou část této problematiky lze charakterizovat na rozhodujícím vývoji v USA. Od poloviny osmdesátých let je většina příspěvků a patentů ohledně problematiky výroby a zpracování slitin na bázi železa a hliníku spojena s pracovišti Knoxville a Oak Ridge National Laboratory (dále jen ORNL) v USA v Tennessee. Tato dvě pracoviště vyřešila četné problémy spojené s aluminidy jak po stránce vlivu legur tak stechiometrie i tepelného zpracování.

Specifický vliv boru na křehkost při pokojové teplotě u intermetalik definuje americký patent US4478791 z roku 1984 [13]. Autoři popisují vliv boru na uspořádání a strukturu v rozsahu 0,01 hm. % až 2,5 hm. %. Vliv boru byl pak využit pro řadu dalších zlepšení mechanických vlastností slitin na bázi hliníku – americký patent US4612165 z roku 1986 [14] nebo patent US4711761 z roku 1987. Vliv boru je zde popisován ve velmi úzkém koncentračním rozmezí a to v 0,02 hm. % až 0,07 hm. % [15].

Výčet patentů, článků a příspěvků na konferencích ORNL by byl dlouhý. Bohužel většina z těchto publikací není přístupná. V řadě zemí, které se výzkumu aluminidů železa věnují, nejsou informace spojené s nimi veřejně přístupné (tzv. classified), řada zemí dokonce považuje aluminid železa za strategický materiál a technologie spojené s výrobou a zpracováním za chráněné (viz např. [16]).

Materiály na bázi FeAl a Fe₃Al jsou v těchto zemích programově dále určené k dalšímu výzkumu – Cíle Ministerstva energie USA z roku 2001 [17] (prezentoval V. Sikka z ORNL v témže roce [18]) a strategické pro armádní a obranné důvody – zpráva US Navy Joining Center z roku 2004 [19] nebo kapitola XXXI Vládního prohlášení nezávislého státu Indie z roku 2004 [20].

Ochranářské tendence zemí financujících vývoj intermetalik jsou logické. Pouze do ORNL vložila vláda USA od založení v roce 1981 do roku 1999 přes 61 milionů dolarů [21].

Počátkem devadesátých let se zájem o aluminidy dělí na dvě hlavní oblasti na aluminidy se základním složením Fe₂₈Al₄Cr a aluminidy se základním složením Fe₄₀Al.

V následujících letech pak byly publikovány zásadní patenty a práce:

Patent US4961903 z roku 1990 řešící vliv uspořádání na mechanické vlastnosti [22].

V roce 1991 publikuje ORNL přehled dosavadního vývoje na poli aluminidů na bázi Fe₃Al [23].

Patent US5084109 z roku 1992 popisuje zlepšení mechanických vlastností za pokojové teploty aluminidu Fe₃Al [24].

V roce 1993 patentují Sikka a McKamey aluminid s tažností při pokojové teplotě mezi 20% až 29% při zachování odolnosti vůči kyslíku a síře [25].

Evropský patent EP 0 587 960 A1 vzniklý ve společnosti Sulzer Innotec AG chrání v roce 1994 výrobu aluminidu zasahujících do obou stechiometrických skupin: “Postup umožňuje výrobu materiálů na bázi aluminidu železa s 18% - 35% Al, 3% - 15% Cr, s 0,2% - 0,5% B a/nebo C a celkem 0% - 8% následujících legur: Mo, Nb, Zr, Y, a/nebo V a zbylého obsahu Fe.” [26]. Široce definovaný patent je přijat v téže roce i v USA [27].

Aluminidy typu Fe₄₀Al využívá mezinárodní patent WO 93/23581 z roku 1993 [28] a americký patent US5230802 z roku 1994 [29] pro materiál se zlepšenými korozivzdornými a tepelně odolnými vlastnostmi.

V roce 1995 společnost ABB Management AG patentuje v USA aluminid železa jako materiál odolným teplotním šokům – US5411702 [30] a společnost Pall Corporation patentuje porézní aluminidový filtr pro vysokoteplotní aplikace [31].

V roce 1996 ORNL patentuje US5545373 - vysokoteplotní a korozivzdorný aluminid na bázi FeAl s vylepšenou svařitelností [32].

V roce 1996 vychází dosud nejkomplexnější soubor informací o aluminidech [33].

V téže roce je testována korozní odolnost aluminidů [34].

V roce 1998 je popisována vysokoteplotní odolnost vůči síře u aluminidových povlaků z litého aluminidu železa [35]. O rok později je popsán vliv hliníku na svařitelnost a odolnost povlaků aluminidu [36].

Přelomem tisíciletí se objevují i podklady, že zájem o aluminidy se objevuje i v jiných zemích než v tradičně v USA a Evropě: rok 2001 - australská univerzita Wollongong zkoumá aluminid železa s titankarbidem [37]. Rok 2001: indické pracoviště Bhabha Atomic Research Centrum popisuje výrobu a vlastnosti aluminidu na bázi Fe₃Al s Cr a Nb [38].

V roce 2002 jsou v USA zveřejněny pozitivní výsledky v používání aluminidových porofiltrů na zvýšení efektivity spalovacího procesu, snížení emisí a zvýšení životnosti filtrů při spalování vysoce znečištěného uhlí s vysokým obsahem síry [39].

Taktéž v roce 2002 vzniká protikoroziní vrstva z aluminidového prášku [40], v roce 2003 je publikován švédský výzkum vlivu kyslíku při zpracování FeAl práškovou metalurgií [41].

2.6 Vybrané vlastnosti aluminidů železa (dle označení USA)

V České republice zatím ke skupině slitin na bázi aluminidů železa Fe₃Al a FeAl norma neexistuje. V USA jsou navržena pro obchodní činnost označení slitin, jejichž složení je v Tab. 6:

- FAS – materiál s vysokou odolností vůči síře
- FAL – materiál s vysokou tažností při pokojové teplotě
- FA-129 – mat s vysokoteplotní pevností a dobrou tažností při pokojové teplotě [2]

Tab. 6 Chemické složení slitin

Složení (hm/at%)	Al	Cr	B	Zr	Nb	C
FAS	16/28	2,2/2,0	0,01/0,04	-	-	-
FAL	16/28	5,5/5,0	0,01/0,04	0,15/0,08		
FA-129	16/28	5,5/5,0	-	-	1,0/0,5	0,05/0,2

Kromě těchto aditiv jsou zmiňovány také pozitivní účinky molybdenu, titan a céru. V tabulkách 7 a 8 jsou vybrané mechanické a fyzikální vlastnosti těchto slitin [2].

Tab. 7 Mechanické vlastnosti vybraných slitin

	Mez kluzu [MPa]	Pevnost [MPa]	Tažnost [%]	Tvrdość HV10
FA-129				
20°C	400	824	14	280
200°C	350	1000	30	
600°C	340	460	40	
FA-385				
20°C	370	600	6	
200°C	360	680	8	
600°C	300	380	20	

Tab. 8 - Fyzikální vlastnosti

Tepelná vodivost [W/m*K]				
	200°C	400°C	600°C	800°C
Fe28Al5Cr	13,5	15,8	17,8	19,4
Tepelná roztažnost [$10^{-6}K^{-1}$]				
FA-129	15,9	17,9	20,4	21,8
Fe39Al (FA-385)	19,0	20,3	21,1	22,2

Doporučované teploty pro tváření a tepelné zpracování:

Kování volné nebo v zápustce	100-700°C	kalení do oleje
Lisování za tepla	1140°C	kalení do oleje
Válcování	900-650°C	kalení do oleje

Finální tepelné zpracování je ve většině případů 2 hodiny při 700°C (s kalením do oleje). Vzniká směs struktur B2 a D0₃ s dosud optimálními vlastnostmi pro další použití výrobku v jakékoliv pozici. Pro dotvoření transformace na D0₃ se pak může žíhat při 480-520°C [2].

3. SVAŘITELNOST KOVOVÝCH MATERIÁLŮ

Svařitelnost je obtížně definovatelnou vlastností. Nelze ji jednoduše kvantitativně vyjádřit a na její posuzování existuje řada náhledů. Pro hodnocení svařitelnosti intermetalických fází neexistuje specifická koncepce hodnocení svařitelnosti. Pro hodnocení svařitelnosti aluminidu železa lze proto aplikovat pouze obecné principy používané u kovových materiálů. Při posuzování svařitelnosti aluminidů se bude vycházet z obecných metodických přístupů aplikovaných v normách ČSN 05 1309, ČSN EN ISO 6520-1, ČSN EN ISO 5817, ČSN EN 30042, ČSN EN ISO 13919-1 a 2, ČSN EN ISO 15614.

Hrivňák uvádí možnost posouzení svařitelnosti uplatněním filozofie „vhodnosti pro daný účel“ [42], obdobně autoři [43]. Přístup s uplatněním filozofie „vhodnosti pro daný účel“ při hodnocení svařitelnosti specifických materiálů lze pokládat za vhodný pozornosti.

Základní definici svařitelností kovů a přístup k hodnocení svařitelnosti uvádí norma ČSN 05 1309. Tato norma uvádí následující definici: „Svařitelnost je komplexní charakteristika vyjadřující vhodnost kovu pro zhotovení svarů s požadovaným účelem při určitých technologických možnostech svařování a konstrukční spolehlivosti svarového spoje“.

Vhodnost kovu ke svařování je charakteristika, která vyjadřuje změnu jeho vlastností v důsledku svařování, která se zabezpečuje a je určena těmito základními faktory:

- chemickým složením
- metalurgickým způsobem výroby
- způsobem lití a tváření
- tepelným zpracováním

Technologická možnost svařování kovu je charakteristika, která vyjadřuje vliv použitého druhu svařování na vlastnosti svarového spoje určité konstrukční spolehlivosti vyrobeného z kovu s určitou vhodností ke svařování. Technologická možnost svařování kovu se zabezpečuje a je určena těmito základními faktory:

- metodou svařování
- přípravným materiálem
- tepelným příkonem
- postupem kladení vrstev svaru
- tepelným režimem svařování
- tepelným zpracováním svarového spoje

Konstrukční spolehlivost svarového spoje je charakteristika, která vyjadřuje vliv konstrukčního řešení svarového spoje pro dané provozní podmínky a vztahuje se na kov určité vhodnosti ke svařování a na stanovené technologické možnosti jeho svařování. Konstrukční spolehlivost svarového spoje se zabezpečuje a je určena těmito následujícími faktory:

- tloušťkou materiálu
- tvarem spoje
- tvarem a přípravou svarových ploch
- tuhostí spoje ve svaru
- rozložením svarů a spojů v závislosti na namáhání

3.1 Metodika hodnocení svařitelnosti

Metodika hodnocení svařitelnosti je založena na určování ukazatelů svařitelnosti, které jsou v zásadě dvojího typu:

- ukazatele celistvosti svarových spojů
- ukazatele vlastností svarových spojů

Ukazatele celistvosti charakterizují odolnost svarových spojů vůči vzniku trhlin a jiných nepřijatelných chyb. **Ukazatele vlastností** charakterizují změny jednotlivých vlastností kovu v oblasti svarového spoje v důsledku svařování.

Hodnocením se svařitelnost určuje jako:

- vhodnost materiálu ke svařování za určitých technologických případně konstrukčních podmínek anebo
- technologické podmínky svařování určitého materiálu k docílení funkčně vyhovujícího spoje

Základní údaje o vhodnosti kovů ke svařování se uvádějí v normách jakosti. Výběr hodnot jednotlivých ukazatelů potřebných k určení svařitelnosti se stanovuje v závislosti na konkrétním řešení, technologických podmínkách svařování a konstrukčního řešení spoje.

Z praktického hlediska a provozních podmínek vyplývá, že celistvost svarového spoje je prvotním aspektem při posuzování svařitelnosti, proto budou kritéria celistvosti rozhodující.

4. KVALITA SVAROVÝCH SPOJŮ – VADY SVARŮ

Kvalita je soubor užitkových vlastností, které umožňují využití svaru. Pro celkové hodnocení kvality a kontroly kvality je důležité stanovit vhodná kritéria pro určení, zda svar je **vyhovující** nebo **nevyhovující**. Obvykle se za základní kritérium pro označení svaru za nevyhovující pokládá výskyt trhlin. Toto kritérium bude aplikováno i v této práci.

Klasifikace geometrických vad kovových materiálů je obsažena v normě ČSN EN ISO 6520-1, která slouží jako podklad pro přesnou klasifikaci a popis vad ve svarech. Dle této normy je **vada** jakákoliv odchylka od dokonalého svaru a **nepřípustná vada** nepřijatelná vada.

Vady svarů se dělí podle uvedené normy na:

- 1 – Trhliny
- 2 – Dutiny
- 3 – Pevné vměstky
- 4 – Studené spoje a neprůvary
- 5 – Vady tvaru a rozměru
- 6 – Jiné vady

Je věcí aplikace a stupně jakosti svaru, je-li možno přistoupit ke koncepci přípustnosti defektu a metodami lomové mechaniky hodnotit, jestli jsou zjištěné trhliny ještě přípustné, tzn., jestli ještě neovlivní provozní bezpečnost a životnost svarového spoje, nebo nikoli.

4.1 Trhliny

Výskyt trhlín ve svarových spojích omezuje nebo znemožňuje jejich použití. Při vývoji technologie svařování je jejich výskyt považován za zásadně nepřijatelný a je třeba volit takové podmínky svařování, aby byl výskyt těchto vad eliminován.

Není-li možno trhliny z jakéhokoli důvodu technologickými zásahy eliminovat, přistupuje se ke změně přídavného materiálu (v případě jeho použití), či záměně základního materiálu. Pro obvyklé konstrukční materiály na bázi Fe lze dnešními metodami docílit spolehlivého celistvého svarového spoje.

Jednoznačnou klasifikaci trhlín podle příčiny vzniku lze obtížně provést, neboť na vzniku trhlín se obvykle podílí více faktorů. Základní klasifikaci trhlín uvádí norma ČSN EN ISO 6520-1. Tato norma klasifikuje trhlinu jako vadu způsobenou místním porušením materiálu v tuhém stavu, které může vzniknout vlivem ochlazování nebo napětí (Vada ISO 6520-1-100). Dále je provedena klasifikace trhlín podle velikosti (př. mikrotrhlina), podle charakteru a směru jejich průběhu vzhledem k ose svaru (podélná, příčná, hvězdicová, kráterová, rozvětvené trhliny, skupina nespojitých trhlín) a podle místa, ve kterém se nacházejí (ve svarovém kovu, na hranici natavení, v tepelně ovlivněné oblasti v základním materiálu). Podle informativní přílohy A jsou trhliny vady ve svaru vyskytující se během nebo po svařování a jsou označovány velkým písmenem E s různými indexy. V této příloze jsou trhliny rozděleny na trhliny:

- za horka
- krystalizační
- likvační
- precipitační
- při vytvrzení
- za studena
- trhliny při poklesu tažnosti
- při smrštění
- vodíkem indukované
- lamelární
- na přechodu housenky
- indukovaná při stárnutí (při difúzi dusíku).

Trhlina jako taková nemusí být vždy jasně určitelná dle jediné kategorie, může vzniknout jako jeden typ a šířit se jako druhý, vše mohou komplikovat i korozní trhliny vzniklé (za splnění několika podmínek) v průběhu provozu svařence jako důsledek svařování a působení korozního média [44].

Pro aluminidy nebo jiná intermetalika není vypracovaná speciální metodika hodnocení vad svarů. Vzhledem k tomu, že příčiny vzniku trhlín jsou v podstatě identické pro různé kovové materiály (tomu napovídá už přímo název normy ČSN EN ISO 6520-1) budeme se při popisu a hodnocení vad odkazovat na terminologii používanou v této normě. V dalším budou podrobněji popsány pouze dva druhy trhlín podle charakteristického teplotního intervalu jejich výskytu.

4.1.1 Trhliny za tepla

Výskyt těchto vad není omezen pouze na svarový kov, méně často se mohou vyskytovat i v tepelně ovlivněné oblasti (TOO). Trhliny za tepla vznikají v průběhu krystalizace svarového kovu, při dalším ovlivnění svaru nebo při překrytí svaru další vrstvou. Vznikají při vysokých teplotách v oblasti solidus-likvidus nebo při teplotách pod solidem.

Mechanismus vzniku dobře ilustruje model, kdy je uvažován proces krystalizace taveniny se širokým intervalem tuhnutí. V určitém intervalu bude v dvoufázovém systému pevná fáze dendritů obklopená taveninou. Je-li tento systém podroben deformaci, ta se soustředí zejména do taveniny, kdy již vyloučené dendrity se budou pouze natáčet. Není-li tavenina schopna dostatečně vyplnit mezidendritické prostory, vznikají kavity a z nich následně trhliny. Trhliny vzniklé během tuhnutí definujeme jako krystalizační (kromě nich existují i trhliny vzniklé z poklesu tažnosti systému-likvační a polygonizační) [44].

Krystalizační trhliny vznikají při tuhnutí svaru podporovány segregáčními procesy (jejichž důsledkem může být i vznik lokálních eutektik). Jsou ovlivněny hlavně způsobem svařování, který určuje charakter kontrakčních napětí, koeficient formy svaru (poměr šířky a hloubky) a rychlost svařování, která má vliv na úhel střetu krystalitů. Nejčastější příčinou jsou nečistoty, zejména síra. Nízkotavitelné sulfidy, eutektika nebo intermediární fáze bývají příčinou poklesu kohezní pevnosti krystalitů v poslední fázi tuhnutí, segregáční procesy mohou zapříčinit i krajně nežádoucí výskyt taveniny i pod teplotou solidu matrice. Krystalizační trhliny bývají poměrně široce otevřené a tvarově složité, mohou, ale nemusí vystupovat až na povrch svarového kovu.

4.1.2 Trhliny za studena

Trhliny vzniklé za studena nazýváme také transformačními, vodíkem indukovanými nebo opožděnými trhlinami. Tyto trhliny vznikají při nízkých teplotách pod 200°C [44].

Vyskytují se nejčastěji v oblasti pod svarovým kovem v kořenové oblasti, stejně tak i v místech ukončení svarů i v samotném svarovém kovu. Orientací mohou být podélné, při delších zejména svarech zhotovených automaty i příčné, ve všech oblastech svarového spoje. Podobně jako trhliny vzniklé za tepla, nemusí vystupovat na povrch svaru. Jsou mezikrystalické a na jejich povrchu je možno pozorovat úseky štěpného lomu. Studené trhliny mají obvykle lesklý nezoxidovaný povrch a jsou málo členité. Obecně lze vznik trhlín za studena přisoudit vzájemnému působení třech faktorů:

- přítomnost vodíku ve svarovém spoji
- přítomnost struktury s nízkými plastickými vlastnostmi
- přítomnost tahových (kontrakčních) zbytkových napětí

První faktor je prakticky vždy splněn. Přítomný vodík pochází ze základního materiálu, tavidla nebo obalu elektrody. Pro každou technologii je charakteristické množství případného vodíku, které lze do svarového kovu zanést tabulkově uváděné v ml H₂/100g svarového kovu. Do svarového kovu se vodík dále dostává ze vzdušné vlhkosti, ochranného plynu, zbytků mastnoty na svarových plochách či koroze, popřípadě z přídavného materiálu, je-li použit [44]. Zbývající dvě podmínky jsou u aluminidu železa zcela samozřejmě splněny. Citlivost na vodíkové křehnutí aluminidu při svařování uvádí i zahraniční odkazy [35,45].

4.2 Stupně jakosti svaru

Vady obsažené na prvním místě v systému rozdělení jsou tedy zásadního charakteru a musí na ně být brán hlavní zřetel. Jejich přípustnost či nepřípustnost upravuje pro ocele norma ČSN EN ISO 5817 „Svarové spoje ocelí, niklu, titanu a jejich slitin zhotovené tavným svařováním (mimo elektronového a laserového svařování) - Určování stupňů jakosti“, pro hliník norma ČSN EN 30042 „Svarové spoje hliníku a jeho svařitelných slitin zhotovené obloukovým svařováním - Směrnice pro určování stupňů jakosti“.

U obou těchto norem jsou trhliny pořadového čísla 100 dle ČSN EN ISO 6520 (jakékoli trhliny) nepřípustné pro všechny stupně jakosti jsou stanoveny jako nízký - **D**, střední - **C** a vysoký - **B**.

Rozdílné technologie mají i rozdílné nároky na kvalitu svaru – normy ČSN EN ISO 13919-1 a 2 obsahují směrnice pro určování stupňů jakosti u svarových spojů zhotovených elektronovým a laserovým svařováním, kde přijatelné jsou pouze místní kráterové trhliny.

V systému zajištění kontroly svarů je realizace svarů vázána na tzv. postupy WPS (Welding Procedure Specification). Proces a varianty stanovení a schvalování postupů svařování je standardizován a upravován normami skupiny ČSN EN ISO 15614.

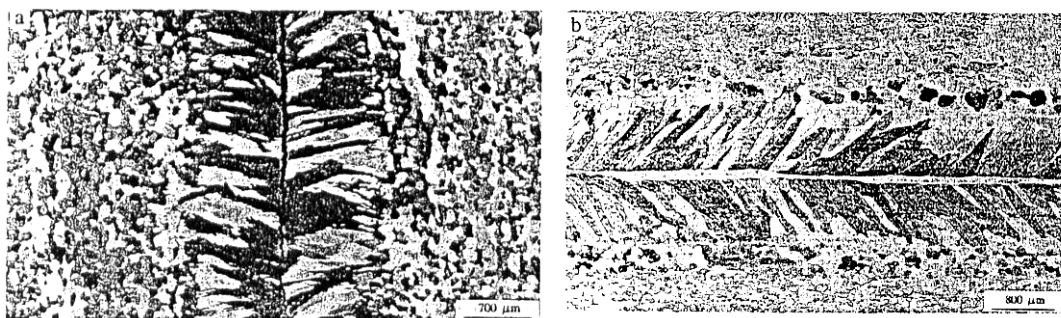
Vzhledem k současnému stupni znalosti o podmínkách svařitelnosti aluminidu železa by přicházelo do úvahy stanovit svařovací postup podle systému stanovení a schvalování postupů svařování na základě předchozích zkušeností (05 03 16) nebo podle systému stanovení a schvalování postupů svařování na základě předvýrobní zkoušky svařování (05 03 18).

5. VÝZKUM SVAŘITELNOSTI ALUMINIDŮ A SOUČASNÝ STAV POZNÁNÍ

Zkušenosti se svařováním aluminidů železa nebyly před zahájením této disertace v ČR žádné. Sloučenina Fe_3Al byla dlouho označovaná jako téměř nesvařitelná [23,33], obecně ani speciální postupy svařování nebyly k dispozici, výsledky experimentálních prací zahraničních pracovišť byly dostupné minimálně.

V roce 1989 byla publikována souhrnná zpráva o aluminidech [46], která uvádí, že slitina Fe_3Al je svařitelná při pečlivém dodržení parametrů svařování a nízkém obsahu legujících prvků, kdy TiB_2 působí na svařitelnost negativně. Spolehlivé svary byly připraveny elektronovým svazkem stejně jako elektrickým obloukem pod ochrannou plynovou atmosférou [46].

Stručná informace o svařitelnosti pochází z roku 1991 [23]. Popisuje svaření tenkých plechů tloušťky 0,76 mm elektronovým paprskem a metodou TIG. Uvádí, že svařitelnost Fe_3Al závisí na typu svařovacího procesu a svařovacích parametrech, stejně tak jako na složení, ale není citlivá na mikrostrukturu základního materiálu. Zmiňuje se o provedených svarech s trhlínami i bez trhlín. Úspěšné svary s minimem trhlín (ale nikoli bez trhlín) byly dosaženy u slitin modifikovaných Cr, Nb a C, zatímco vliv zirkonu, boru a TiB_2 byl identifikován jako negativní [23]. Příspěvek doplňují fotografie vzorků po svařování s výraznými trhlínami nebo bez trhlín (Obr. 8).



Obr. 8 Vliv aditiv na svařitelnost elektronovým paprskem u slitiny Fe – 28%Al

a) trhlina za tepla v osové rovině svaru (aditivum Ti_2B)

b) svar bez trhliny (aditivum Nb)

Kolem roku 1994 se na základě praktického užití aluminidu v průmyslu tento materiál spojuje jak vzájemně, tak s jinými materiály. Např. patent US1993000118864 z roku 1994 [47] popisuje metodu spojování vzorků z hliníku nebo aluminidu a oceli. Vzorky se umístí proti sobě, zafixují, ohřejí na $t \geq 600^\circ C$ a nechají pod vlivem tlaku po určitou dobu. Takto lze vytvořit i silné povlaky aluminidů.

Rok 1995 – Levin B. F. et al. [48] vystavuje aluminidový povlak erozním zkouškám a v porovnání s povlaky nerezových ocelí vykazuje výborné výsledky. Popis tvorby povlaků zmiňuje pouze použití plně automatické svařovací laboratoře, s použitím plazmy pro široké možnostem nastavení parametrů pro různé typy prášků na destičky z uhlíkové oceli 1018 (dle ASTM ocel vhodná k cementování, A29/A29m-99) 300 x 300 mm o tloušťce 6,25 mm.

Fasching et al. [45] popisují v roce 1995 náchylnost aluminidu Fe_3Al (FA-129) o tloušťce 0,75 mm k vodíkovému praskání během svařování metodou TIG ve třech různě vlhčených argonových atmosférách. Vzorky byly různě tepelně zpracovány. U všech se potvrdila náchylnost aluminidu ke vzniku trhlin za studena testováním na zařízení sigmajig (bez předzatížení) i za tepla (s předzatížením) do úplného prasknutí.

V roce 1996 patentuje ORNL [49] použití intermetalických svařovacích drátů a metody jejich výroby. Dráty jsou vyrobeny plátováním Al a prvků Ni, Fe, Ti. Plátování bylo zvoleno, protože odpadají problémy se svařováním materiálů vysoce pevných s malou tažností. Skladba materiálů drátu je volena tak, aby drát po roztavení měl shodné složení jako spojované intermetalikum.

Patent [32] definuje vysokoteplotní korozivzdorný aluminid s vylepšenou svařitelností, chemické složení však uvádí velmi široce.

Publikace [33] obsahuje informaci, že u aluminidů železa byla testována svařitelnost, nezmiňuje však nic konkrétního.

V roce 1998 jsou popsány poměrně detailně pokusy, které vedly k úspěšným návarům aluminidu na ocel třídy 310 metodou TIG (dle ASTM je A24/A240M typ 310 v kategorii chromové žáruvzdorné a chromniklové korozi-vzdorné oceli) [50]. Prvotní trhlin prosté návary byly vyrobeny použitím přídavného materiálu ve tvaru dutého drátu o průměru 1,6mm, uvnitř drátu byl aluminid v práškové formě.

Návary těmito dráty se realizovaly při přehřevu 350°C a dohřevu na 750°C. V dalších pokusech byla snaha zvětšit objem návaru, kdy jako přídavný materiál byly použity tyčinky litého aluminidu. Tyto pokusy nebyly úspěšné, materiál praskal za studena.

Jako velmi negativní se projevil vliv výrobních mikrotrhlin v tyčinkách přídavného materiálu - autoři tedy vyrobili tyčinky přídavného materiálu metodou práškové metalurgie se zrna 30 až 50 μm a tažností 8 až 10% na vzduchu při pokojové teplotě. Tímto přídavným materiálem byly úspěšně svařeny destičky o tloušťce 6,25 mm a 12,5 mm. Avšak i na takto svařených vzorcích vznikaly trhliny za studena i po hodinovém dohřevu na teplotě 1200°C.

V roce 1998 byla popsána vysokoteplotní odolnost aluminidových povlaků z litého aluminidu vůči síře [35]. O konkrétní metodě výroby vrstev se článek nezmiňuje, popisuje pouze komplikace při výrobě díky náchylnosti aluminidu k vodíkové křehkosti a konstatuje se, že byly testovány pouze povlaky, které při navařování prošly značným přehřevem a značným dohřevem, který ovšem nebyl vždy vhodný.

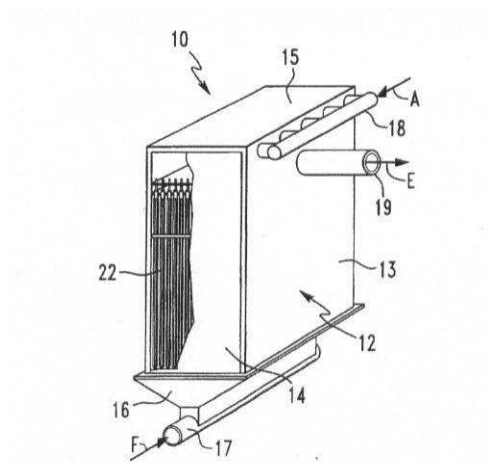
O rok později je popsán také vliv hliníku na svařitelnost a odolnost vůči síře u povlaků aluminidu vyrobených plátováním aluminidu na substrát z uhlíkové oceli metodami TIG a MIG [36]. Povlaky byly vytvořeny vrstvením bodových návarů nebo kladením celých housenek těsně vedle sebe.

Článek vyslovuje přímý vztah mezi tendencí aluminidu k praskání za studena a obsahem hliníku - s rostoucím obsahem hliníku roste tendence materiálu k tvorbě trhlin. Dohřev jejich výskyt může snížit, ale ne vždy. Autoři nevidí dohřev jako jedinou správnou cestu k eliminaci trhlin (např. dohřev návaru na kotli na hnědé uhlí o ploše 400 m²).

V roce 1999 se objevuje zmínka o nasazení počítačové simulace do popisu chování aluminidů při svařování [51]. Studie vyslovuje předpoklad, že legury B, Zr a C samostatně nebo v kombinaci budou působit pozitivně na zlepšení svařitelnosti snížením náchylnosti ke vzniku trhlin. Studie ale nezmiňuje praktické ověření těchto tvrzení.

Rok 2000 - patentované nasazení aluminidů: Siemens Westinghouse Power Corporation patentuje v USA pod US6114058 svařovaný kontejner z aluminidu železa pro pevné oxidické

palivové články [52]. Bohužel neuvádí ani rozměry kontejneru (viz obrázek převzatý z patentu, Obr. 9) ani jednoznačné chemické složení materiálu.



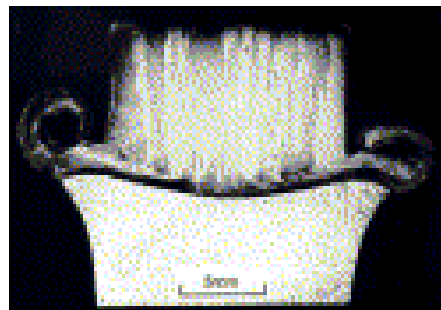
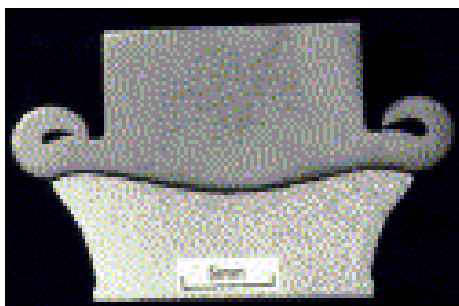
Obr. 9 Obrázek převzatý z patentu US6114058

V roce 2000 je také úspěšně testována korozní odolnost žárového nástřiku aluminidu kyslíko-acetylenovým plamenem na trubku z Cr-Mo oceli [53].

Rok 2002: aluminid na bázi Fe_3Al je difúzně ve vakuu svařen s uhlíkovou ocelí Q235 (čínské označení odpovídající naší oceli 11 375, 11 343) [54] svarem provedeným při 1080°C během hodinové výdrže. RTG difrakcí a EDX analýzou bylo ověřeno, že ve svaru došlo k redistribuci hliníku a jeho poklesu z 27 at. % na 1 at. % a naopak ke zvýšení podílu železa ze 73 at. % na 96 at. %.

Vlastnosti žárových nástřiků aluminidu kyslíko-acetylenovým plamenem za různých parametrů rychlosti nástřiku a množství aluminidu řeší článek [55]. Neuvádí ale substrát.

Ve stejném roce jsou svařovány tyče Fe_3Al rotačně třecím svařováním [56] mezi sebou i s kobaltovou slitinou Haynes 230. Tyče měly průměr 15 mm, průměr zrna byl 1 μm . Nej kvalitnější svary byly provedeny s otáčkami 4500 ot/min a axiální silou 100 kN, viz Obr. 10.



Obr. 10 Svar mezi Fe_3Al a Haynes 230 dosažený třecím svařováním neleptaný a leptaný roztokem HNO_3 s glycerolem [56].

V roce 2002 je vyroben protikorozní povlak aluminidu laserovou depozicí aluminidového prášku [40]. Autoři vychází z článku [36] a zdůvodňují výhody užití Nd:YAG laseru oproti metodě TIG.

Tvorba nerozebíratelných spojů aluminidů se týká i pájení. V roce 2003 je popsána mikrostruktura Fe_3Al po infračerveném vakuovém pájení pájkou na bázi Ni_2B [57]. O rok později je testována smáčivost aluminidu Fe_3Al s přísadou chromu roztavenou mědí jako základní výzkum pro případné pájení aluminidů pájkami na bázi mědi [58].

V roce 2004 je také deponován aluminid na ocel s obsahem 1,2% Si a 0,81% Mn pomocí Excimer laseru [59].

Literární průzkum prokázal, že během výzkumů svařitelnosti aluminidu bylo prokazatelně s různými úspěchy užito mnoha metod: kyslíko-acetylenový plamen, ruční obalovaná elektroda, MIG, TIG, laser, plazma, prášková metalurgie s různou úspěšností výsledků.

Lze rozpoznat dva hlavní trendy – samotné svařování aluminidových konstrukčních dílů nebo polotovarů (aluminid - aluminid, aluminid - jiný materiál) a tvorba povrchových povlaků (návar, žárový nástřik, plátování, laserová či plazmová depozice).

Problematika řešení otázek svařitelnosti kovových materiálů je tak široká, že na kompletní popis svařitelnosti jednoho typu materiálu by bylo třeba několika doktorských prací.

Jako základní předpoklady pro posuzování svařitelnosti je třeba akceptovat, že:

- každý svařovací proces je superpozicí tepelného a deformačního působení na základní materiál, jejich působení nelze u reálných procesů svařování oddělit
- výskyt vad svarů (zejména trhlin) s těmito procesy úzce souvisí
- z toho plynou i zvláštní opatření pro eliminaci výskytu trhlin (např. předehřev, dohřev)
- výskyt trhlin je vždy spojen s vyčerpáním plastických vlastností materiálu a překročením kritických napětí, která materiál snese
- svařování je proces závislý na řadě dějů svařování předcházejících i následujících
- svařování a svařitelnost ovlivňují vnější i vnitřní faktory jako chemické složení, způsob lití a výroby plechu, velikost zrna a defekty v součinnosti s použitou technologií svařování a tuhostí a komplexností svařovaného uzlu
- svařování znamená vždy ovlivnění materiálu v určité šířce – spolu se svarem je třeba brát v potaz i tepelně ovlivněnou oblast, která má změněné strukturní, mechanické, chemické (v případě použití odlišného přídavného materiálu) i ostatní vlastnosti

- společným znakem všech způsobů svařování (ať už svar vzniká přímo ze základního materiálu nebo pomocí roztaveného přídavného materiálu) je nevyhnutelnost přiblížení svařovaných součástí tak, aby mezi nimi začaly působit kohezí síly. Pro existenci těchto sil působících na krátkou vzdálenost je nutné zabezpečit kovově čisté povrchy, bez špíny, oxidů nebo jiné kontaminace [42].
- různé metody svařování mají různý teplotně-deformační cyklus a tím i vliv na svařovaný materiál
- teplotní cyklus je charakterizován rychlostí ohřevu na maximální teplotu cyklu, maximální dosahovanou teplotou a způsobem anebo rychlostí ochlazování
- rychlost ohřevu dosahuje u elektrického oblouku hodnot mezi 50 až 400°C/s, u laseru přesahuje 1000°C/s a významně ovlivňuje difúzní procesy ve svaru
- maximálně dosahovaná teplota cyklu je důležitá z hlediska strukturních změn
- ochlazování je část teplotního cyklu, kdy klesá teplota a mohou případně probíhat fázové přeměny, které mají vliv na konečnou strukturu svaru a jeho okolí. Z hlediska difúze vodíku a tedy k náchylnosti na vodíkem indukované trhliny je obecně důležitá rychlost ochlazování při 200°C. Při této teplotě se mění koeficient difúze vodíku a struktura se stává přesycenou vodíkem
- parametry teplotního cyklu resp. určování teplotních polí při svařování se provádí:
 - o experimentálně – měřením při pokusném svařování
 - o teoreticky – výpočtem
 - o simulací průběhu teplotního cyklu [42]
- tvar cyklu bude kromě přímých parametrů svařování podmíněn i polohou svařování, typem svarového spoje, jedná-li se o navařování apod.

6. STANOVENÍ CÍLŮ DOKTORSKÉ PRÁCE A METODICKÉ POSTUPY ŘEŠENÍ

Svařovací proces je nutno vždy posuzovat jako superpozici teplotních a deformačních účinků na základní materiál. V těchto souvislostech je nutno chápat i výskyt všech problémů souvisejících s aplikací libovolné metody svařování jako metody spojování detailů konstrukcí. Ze všech studovaných podkladů o svařování aluminidů vyplývá, že se jedná z hlediska svařování o velmi problematický materiál. U problematicky svařitelných základních materiálů s nízkými plastickými vlastnostmi se v zásadě prosazují dva přístupy, které lze z přehledu literárních podkladů vysledovat zcela zřetelně:

- Minimalizace množství vneseného tepla a tím i minimalizace teplotního a deformačního působení na základní materiál.
- Svařování při teplotách předehřevu, kdy základní materiály vykazují přijatelné plastické vlastnosti.

První i druhý trend potvrzují domácí i zahraniční literární zdroje [8, 23, 36, 50]. Na základě těchto podkladů byly vymezeny a stanoveny základní cíle této disertační práce:

- a) Pro posuzovaný základní materiál ověřit možnosti svařování koncentrovaným zdrojem tepla. V práci byla posuzována aplikace metody svařování laserem.
- b) Pro posuzovaný základní materiál ověřit možnosti svařování metodou TIG především za vysokých teplot předehřevu, vzhledem k tomu, že metoda TIG je bližší montážním podmínkám svařování.
- c) Analyzovat vliv svařování na strukturu a vlastnosti základního materiálu.
- d) Analyzovat strukturu a vlastnosti svarového kovu spoje.
- e) Stanovit mechanické vlastnosti svarových spojů.
- f) Realizovat návrh pro využití simulačního programu SYSWELD pro stanovení parametrů vhodného svařovacího postupu.
- g) Celkově zhodnotit experimentálně získané výsledky, určit základní teoretická i praktická východiska pro realizaci svarů s vyhovující kvalitou.

Metodické postupy pro splnění cílů disertační práce vycházejí z charakteru studované problematiky. Základem bude realizace zkušebních svarů, nebo pouze nátavů základního materiálu za různých parametrů svařovacího procesu a komplexní vyhodnocení výsledků experimentálních prací. Při hodnocení kvality spojů budou aplikovány následující postupy:

- kontrola chování základního materiálu během vytváření jednotlivých nátavů a svarů,
- kontrola chování svarové lázně a stability elektrického oblouku,
- vizuální kontrola svarů po vychladnutí vzorků, kapilární zkouška
- metalografický rozbor svarů u jednotlivých vzorků,
- měření profilu tvrdosti přes hranici ztavení do teplem ovlivněného pásma základního materiálu,
- strukturní a fázová mikroanalýza,
- zkoušky tahem vzorků se svary a bez svarů,
- zkoušky tečením.

Zvolené postupy hodnocení svarových spojů mají zajistit splnění hlavních cílů disertační práce, včetně popisu dějů spojených s realizací zkušebních svarových spojů.

7. EXPERIMENTÁLNÍ PRÁCE

Rozsah experimentálních prací vycházel z návrhu cílů disertační práce a z celkového množství základního materiálu, které bylo dostupné. Experimenty byly zaměřené na aplikaci dvou metod svařování:

- **Svařování laserové** – s cílem minimalizace množství vneseného tepla a tím i minimalizace teplotního a deformačního působení na základní materiál.
- **Obloukové svařování v inertním plynu (metoda TIG)** - svařování při teplotách přehřevu, kdy základní materiály vykazují přijatelné plastické vlastnosti.

Realizované experimentální práce byly zaměřeny na získání základních poznatků o průběhu svařovacích procesů a s cílem získat nánavy a svary pro komplexní vyhodnocení vlivu svařovacího procesu na strukturu a vlastnosti základního materiálu i svarového kovu.

7.1 Laserové svařování (metoda 522 podle ČSN EN ISO 4063)

Aplikace laserového svařování byla ověřována ve spolupráci s Institutem pro laserovou techniku Ostfriesland ILO v Emden ve Spolkové republice Německo. Celkem byly realizovány tři skupiny experimentů.

7.1.1 Laserové nánavy

Z literárních zdrojů nebylo možno získat konkretizovanou informaci o postupu či parametrech jak aluminid svařovat laserem. Proto byly v první fázi provedeny laserové nánavy dvou modifikací aluminidu železa Fe₃Al:

- **Materiál A:** Al 30,2 Cr 3,9 Mn 0,2 Ti 0,9 B 1,8 at%, zbytek Fe
– tj. aluminid modifikovaný titanboridem
- **Materiál B:** Al 28,9 Cr 3,6 Mn 0,2 Ce 0,1 at % zbytek Fe
– tj. aluminid modifikovaný cérem

Základní materiál A i B byl připraven protlačováním za tepla na trubku s rozměry 30x6 mm v případě Materiálu A, na trubku 52x7 mm u Materiálu B. Vzorčky ve formě segmentů, byly ze stejných modifikací aluminidu jako materiály zkoumané v rámci disertace [2].

Natavení zkoumaných materiálů se provádělo:

- a) u vzorků při teplotě okolí
- b) u vzorků při teplotě okolí s ochlazením vzorku před nebo po provedení nátavu v tekutém dusíku.

Všechny experimenty byly realizované na dále popsaném zařízení a postupem:

Laserové zařízení: CO₂ laser TRUMPF
Pracoviště číslo 1, Stanice 2 (pětiosá)

Konstantní parametry: Změřený výkon:

$$P_{\text{na laseru}} = 2600 \text{ W}$$

$$P_{\text{na vzorku}} = 2340 \text{ W (5 zrcadel, každé 2 \% ztráta)}$$

Nastavení experimentu:

1. Teoretické stanovení parametrů svařování (interní software ILO, viz Obr. 11)
2. Hrubé nastavení průměru neupraveného paprsku pomocí výpalu do PMMA desky,
3. $P_{\text{laseru}} = 2,6 \text{ kW}$; čas $t = 4 \text{ s}$; Průměr paprsku byl nastaven pro různá nastavení pohyby teleskopických zrcadel (změřen centrální zdvih paprsku v μm)
4. Stanovení polohy ohniska pro různé zdvihy teleskopických zrcadel pomocí výpalů na rychle se pohybující PMMA deskou se sklonem 15° k ose paprsku. Následné jemné odměření pomocí výpalů na rychle se pohybující PMMA desce o směru pohybu kolmém na osu paprsku: poměr úhlu v délkových segmentech desky 1: 6 na 100mm délky desky
5. Posuv ohniska nastaven pro všechna čtyři nastavení teleskopických zrcadel +2,5 mm
6. Stanovení parametrů provedení nátavů, viz **Tab. 9**, **Tab. 10**
7. Začátek svaru v hraně materiálu vzorku, ukončení pod plným výkonem v ploše vzorku
8. Teoretické SW přezkoušení parametrů, přesné přeměření nastavených parametrů

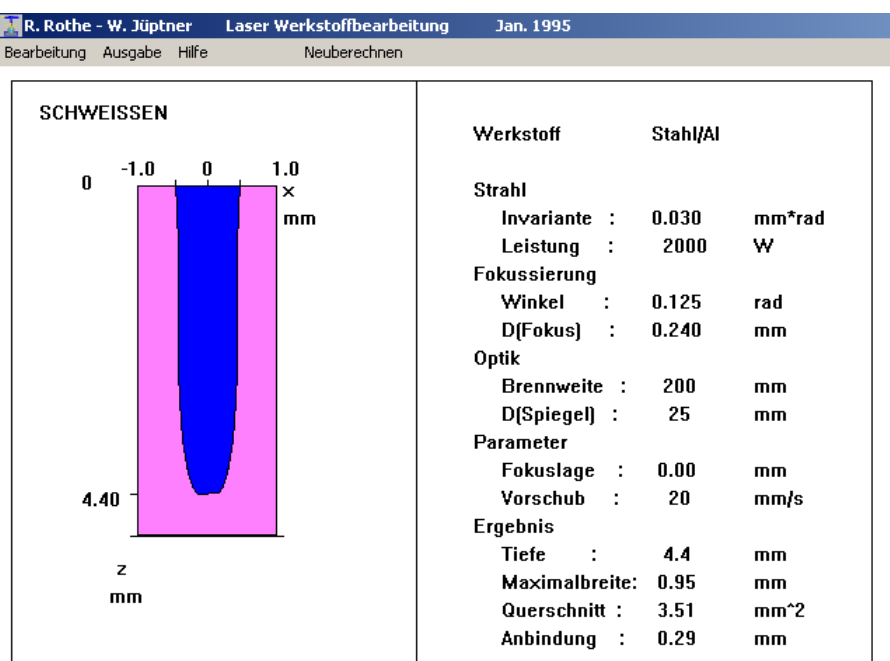
R. Rothe - W. Jüptner Laser Werkstoffbearbeitung Jan. 1995
 Bearbeitung Ausgabe Hilfe Neuberechnen

Werkstoffparameter

WERKSTOFF	Name	Stahl/Al
	Dampfenergie	70.000 Ws/mm ³
	Schmelztemp.	1400.00 °C
	Siedetemp.	2500.00 °C
	Wärmediffusion	12.50 mm ² /s
	Wärmeleitung	0.042 W/(mm*grad)
PARAMETER	Fokusslage	0.00 mm
	Vorschub	20 mm/s
OTIMALE FOKUSLAGE? <input type="radio"/> JA <input checked="" type="radio"/> Nein		
<input type="button" value="OK"/> <input type="button" value="Abbruch"/>		

Stahl/Al	
Invariante	: 0.030 mm*rad
Leistung	: 2000 W
Fokussierung	
Winkel	: 0.125 rad
D(Fokus)	: 0.240 mm
Optik	
Brennweite	: 200 mm
D(Spiegel)	: 25 mm
Parameter	
Fokusslage	: 0.00 mm
Vorschub	: 20 mm/s
Ergebnis	
Tiefe	: 0.0 mm
Maximalbreite	: 0.00 mm
Querschnitt	: 0.00 mm ²
Anbindung	: 0.00 mm

a) Dosazení předpokládaných materiálových konstant



b) Softwarově stanovené parametry laseru s tvarem a rozměry svaru

Obr. 11 Nastavování parametrů svařovacího procesu

Tab. 9 Parametry nastavení laserového zařízení při realizaci nátavů bez chlazení tekutým dusíkem

D: Průměr paprsku měřitelný na posledním zrcadle stroje; A: Pracovní vzdálenost od povrchu vzorku (vzdálenost spodní hrany zrcadla od povrchu vzorku); ΔF : Posuv ohniska od povrchu (- znamená směr pod povrch vzorku);

Materiál	Nátav číslo	D Mm	Zdvih μm	F mm	A mm	Δ F mm	v m / min
A	1	17	-10,0	150	106,5	-1	1,0
	2	19	-7,5	150	106,5	-1	1,6
	3	21	-5,0	150	106,5	-1	3,0
		23	0,0		106,5		
B	1	21	-5,0	150	106,5	-1	3,0
	2	19	-7,5	150	106,5	-1	1,6
	3	17	-10,0	150	106,5	-1	1,0
	4	17	-7,5	150	106,5	-1	0,3 až 0,15

Vzhledem k absenci zkušeností nebo doporučených postupů pro svařování aluminidů byla prvotní volba parametrů nastavena typově jako při ověřovacích pokusech svažitelnosti ocelí laserem. U obou modifikací byly ihned po nátavech pozorovány trhliny. Při následné analýze se zjistil charakter trhlín. Jednalo se o trhliny vzniklé za tepla i za studena.

Materiál A – vyhodnocení.

Byly pozorovány trhliny obojího typu. Vzorky ze série č. 1 byly vystaveny interakci s laserovým paprskem ve směru osy trubky tj. ve směru protlačování. Výraznější makroskopické trhliny vzniklé za studena bylo možno pozorovat prakticky ihned po skončení natavování (Obr. 12 až 14), trhliny vzniklé za horka pak byly pozorovány REM mikroskopem během vyhodnocování. Obecně měla titanboridová modifikace (materiál A) menší sklon k výskytu trhlín než cerová, ačkoli vliv TiB_2 byl ověřen jako negativně působící na svažitelnost [33].

Vzorky byly makroskopicky vyhodnoceny. Trhliny byly přítomny jak podélné s osou svaru, tak příčné, kolmé na svar. Trhliny byly i v kráterové oblasti v oblasti ukončení svaru. Byla hodnocena i kresba housenek. Housenka bez větších okrajových zápalů a přílišných vrubů v hlavě svaru byla dosažena na vzorku s číslem 2 rychlostí svařování 1,6m/min (viz. Obr. 13).



Obr. 12 Nátav č. 1, Mat. A

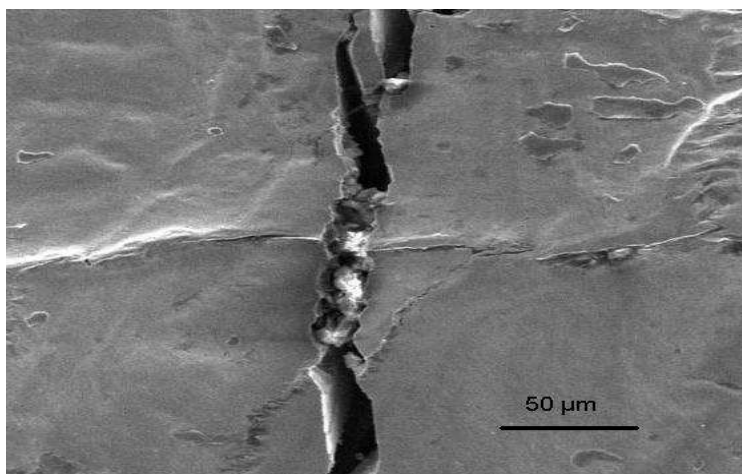


Obr. 13 Nátav č. 2, Mat. A

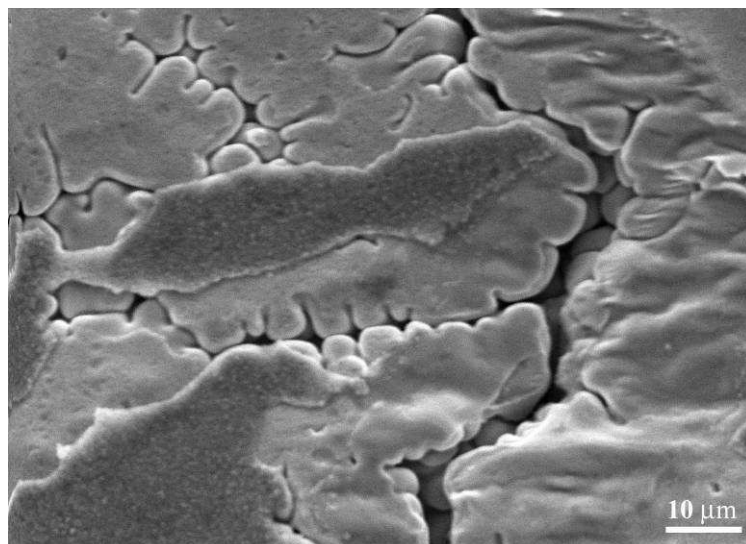


Obr. 14 Nátav č. 3, Mat. B

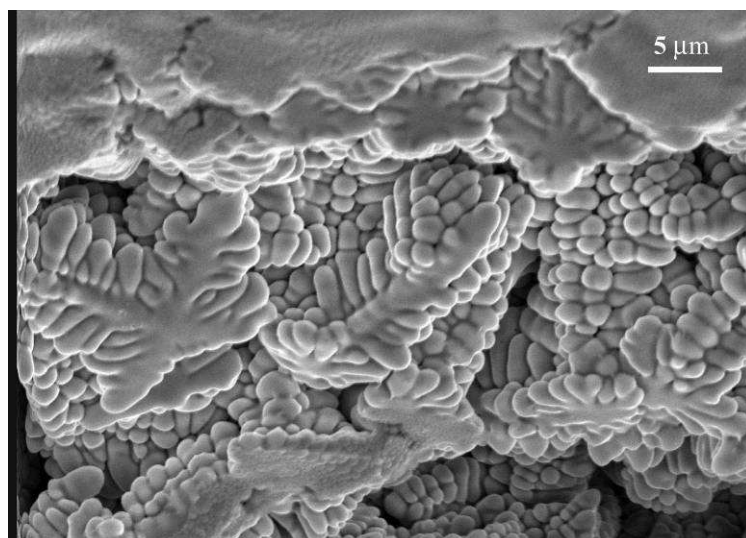
Na obrázcích 15 až 17 jsou REM detaily studených a horkých trhlin u základního materiálu typu A.



Obr. 15 REM detail příčné studené trhliny u nátavu č. 1, Mat. A



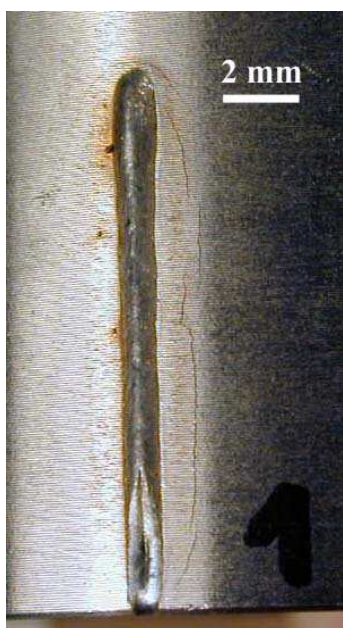
Obr. 16 REM detail příčné trhlinou vzniklé za horka u nátavu č. 1, Mat. A



Obr. 17 REM detail příčné trhliny vzniklé za horka u nátavu č. 3, Mat. A

Materiál B – vyhodnocení.

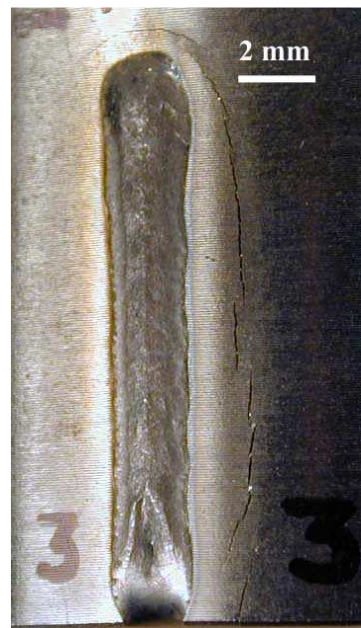
Byly taktéž pozorovány trhliny obojího typu. Nátavy vzorků ze série č. 2 byly shodně provedeny ve směru osy trubky tj. ve směru protlačování jako u materiálu A. Trhliny pozorovatelné makroskopicky ihned po působení laseru na povrch vzorku byly výraznější a hlubší než u materiálu A. Některé natavené vzorky bylo snadné rozlomit rukou. Charakteristický výskyt dokumentují obrázky 18 až 21.



Obr. 18 Nátav č. 1, Mat. B



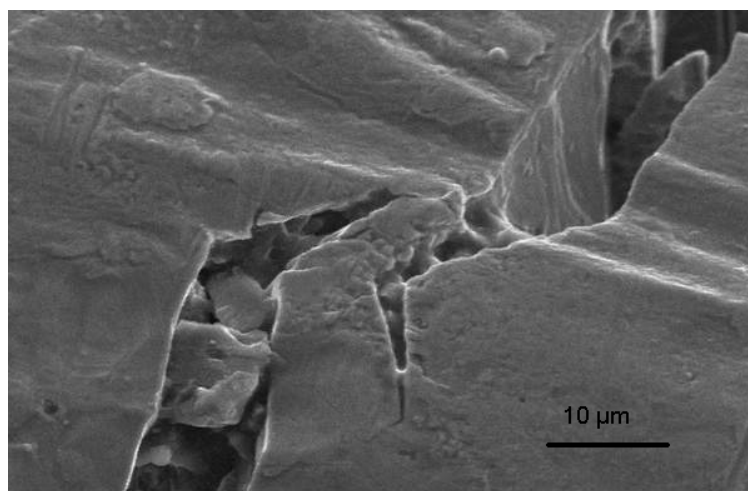
Obr. 19 Nátav č. 2, Mat. B



Obr. 20 Nátav č. 3, Mat. B

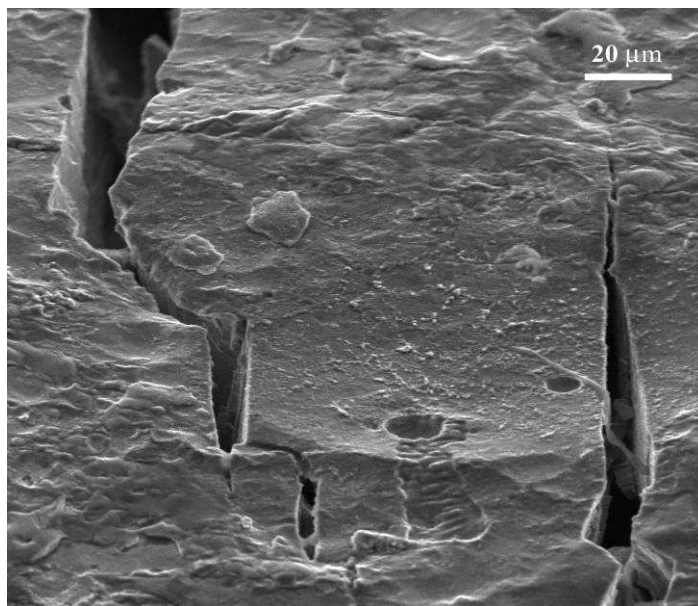


Obr. 21 Nátav č. 4, Mat. B

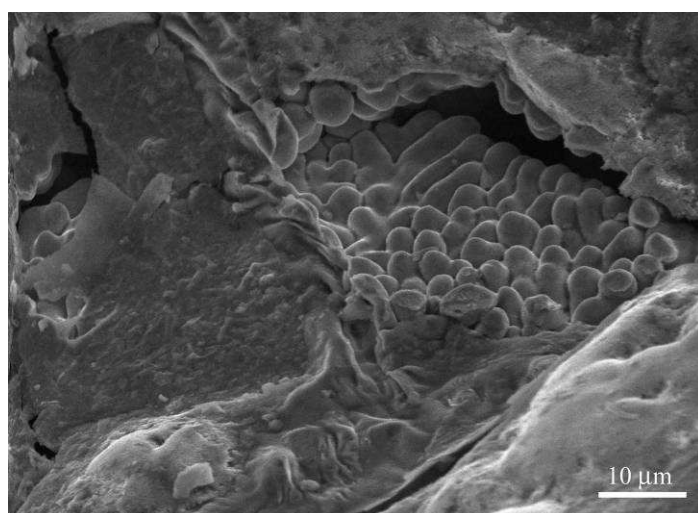


Obr. 22 REM detail podélné trhliny vzniklé za studena u nátavu č. 1, Mat. B

Vzorky byly také makroskopicky vyhodnoceny. Trhliny byly přítomny obojího typu: jak podélné s osou svaru, tak příčné, kolmé na svar. Trhliny byly i v kráterové oblasti a v oblasti ukončení svaru, ve všech případech masivnější než u titanboridu. Byla hodnocena i kresba housenek. Housenka bez větších okrajových zápalů a přílišných vrubů na povrchu nátavu byla dosažena shodně na vzorku s číslem 2 rychlostí svařování taktéž 1,6m/min (viz. Obr. 19). Vyhodnocení detailů trhlín vzniklých za studena a trhlín vzniklých horka bylo shodně provedeno REM mikroskopem, viz obrázky 22 až 24.



Obr. 23 REM detail příčné studené trhliny u nátavu č. 2, Mat. B



Obr. 24 REM detail horké trhliny u nátavu č. 3, Mat. B

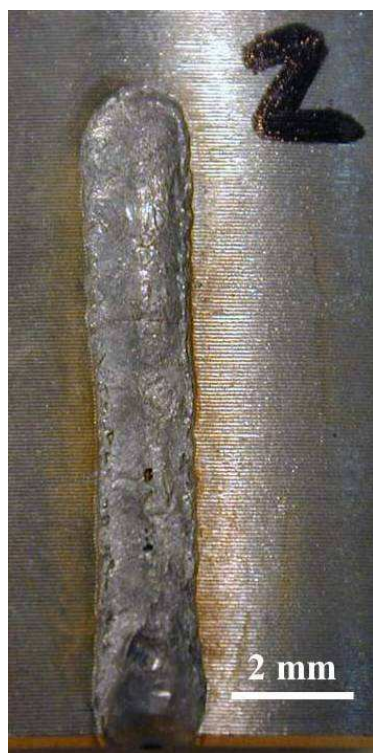
S cílem zvýšit intenzitu odvodu tepla zvýšením gradientu teploty o přibližně 10% a zkoumat vliv tohoto opatření u menších vzorků byly dodatečně realizovány nátavy, kdy před nebo po provedení nátavu byly vzorky ochlazený v tekutém dusíku. Působení zdrojem tepla na takto „silnostěnné“ vzorky nebylo v dostupné literatuře popsáno, zdroje hovořily pouze o spojování tenkých plechů. Proto bylo navrženo zlepšit podmínky odvodu tepla zvýšením gradientu teploty a pozorovat vliv na tvorbu trhlin, hlavně studených. Parametry nastavení laserového zařízení jsou v Tab. 10.

Tab. 10 Parametry nastavení laserového zařízení při realizaci nátavů s chlazením vzorků
v tekutém dusíku před nebo po provedení nátavu

D: Průměr paprsku měřitelný na posledním zrcadle stroje; A: Pracovní vzdálenost od povrchu vzorku (vzdálenost spodní hrany zrcadla od povrchu vzorku); ΔF : Posuv ohniska od povrchu (- znamená směr pod povrch vzorku);

Materiál	Nátav číslo	D mm	Zdvih μm	F mm	A mm	ΔF mm	v m / min
B	2	21	-5,0	150	106,5	-1	3,0
	3	17	-10,0	150	106,5	-1	1,0
	4	17	-7,5	150	106,5	-1	0,3 až 0,15

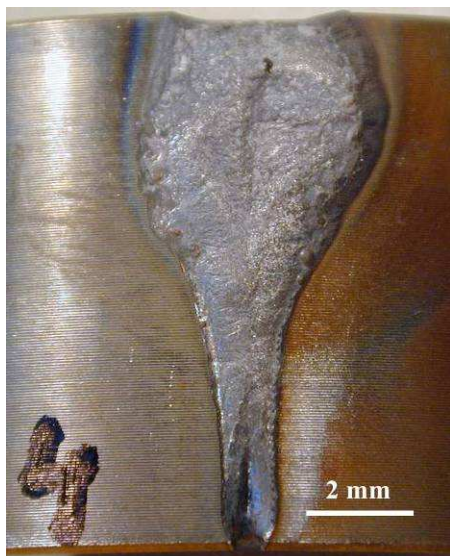
Nátavy 2 a 3 byly realizované na stejných polotovarech jako v předchozím případě. Pouze vzorek s nátavem č. 4 byl zhotoven na vyříznutých segmentech z trubky ve směru tloušťky segmentu jako svar. Vyhodnocení jednotlivých nátavů je na Obr. 25 až 27. V žádné z uvedených vzorků nebyly zjištěny žádné trhliny za studena.



Obr. 25 Nátav č 2, Mat. B,
před nátavem ochlazen v tekutém N_2



Obr. 26 Nátav č. 3, Mat. B,
po nátavu ochlazen v tekutém N_2



Obr. 27 Nátav č. 4, Mat. B – zmenšený vzorek,
parametry svařování jako u nátavu č. 4 z Tab. 9

Výsledky u nátavů realizovaných v této fázi experimentů jsou zajímavé, ale z hlediska praktického využití problematické.

7.1.2 Laserové svary – podélný svar trubky

Po vyhodnocení výsledků realizovaných nátavů bylo přistoupeno k realizaci zkušebních svarů trubek. Parametrů svařovacího procesu byly voleny se snahou potlačit výskyt studených trhlin. Svary byly realizovány pouze na materiálu B, neboť materiál A již nebyl v dostatečném množství k dispozici.

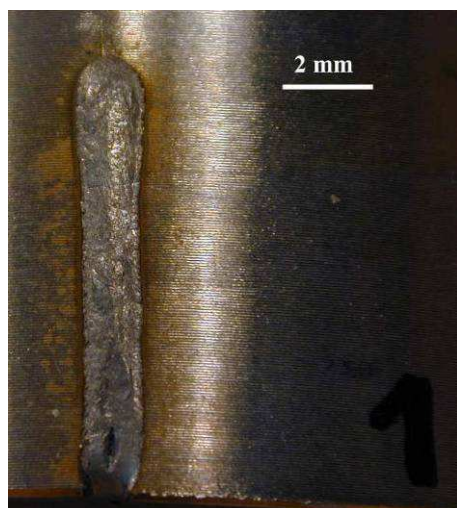
Z válcových segmentů trubek byly dělením vyrobeny vzorky o rozměrech 10 x 30 mm o menším poloměru zaoblení. Svarové plochy byly začištěny broušením pod vodou a dva vzorky přiloženy k sobě na tupo bez styčné mezery. Parametry nastavení laseru při svařování jsou v Tab. 11.

Tab. 11: Parametry nastavení laserového zařízení při realizaci tupých svarů

D: Průměr paprsku měřitelný na posledním zrcadle stroje; A: Pracovní vzdálenost od povrchu vzorku (vzdálenost spodní hrany zrcadla od povrchu vzorku); ΔF : Posuv ohniska od povrchu (- znamená směr pod povrch vzorku);

Materiál	Svar číslo	D mm	Zdvih μm	F mm	A mm	ΔF mm	v m / min
Mat. B	1	19	-7,5	150	106,5	-1	1,6

Svar byl proveden stejnými parametry, kterými se dosáhlo u nátavů nejlepších výsledků z hlediska tvorby povrchu housenky a výskytu trhlin v první fázi experimentů. Pohled na povrch svaru a na okraj svařeného vzorku je na Obr. 28. U svaru nebyly zjištěny žádné trhliny za studena.



a)



b)

Obr. 28 Tupý svar materiálu typu B bez trhlin za studena
a) detail povrchu
b) detail počátku svaru a svarových ploch

7.1.3 Laserové svary – podélné svary plechů

V návaznosti na úspěšně provedené tupé svary na trubce materiálu B byly připraveny dvě další sady vzorků téže modifikace pro laserové svařování. Základní materiál byl připraven ve formě plechu, ze kterého byly připraveny vzorky ve směru válcování a kolmo na směr válcování. Rozměry vzorků pro svařování byly 3 x 10 x 100 mm. Vzorky byly svařovány opět ve spolupráci s Institutem pro laserovou techniku Ostfriesland ILO v Emden ve Spolkové republice Německo podle parametrů uvedených v Tab. 11. Vzorky byly během svařování upnuty ve svěráku.

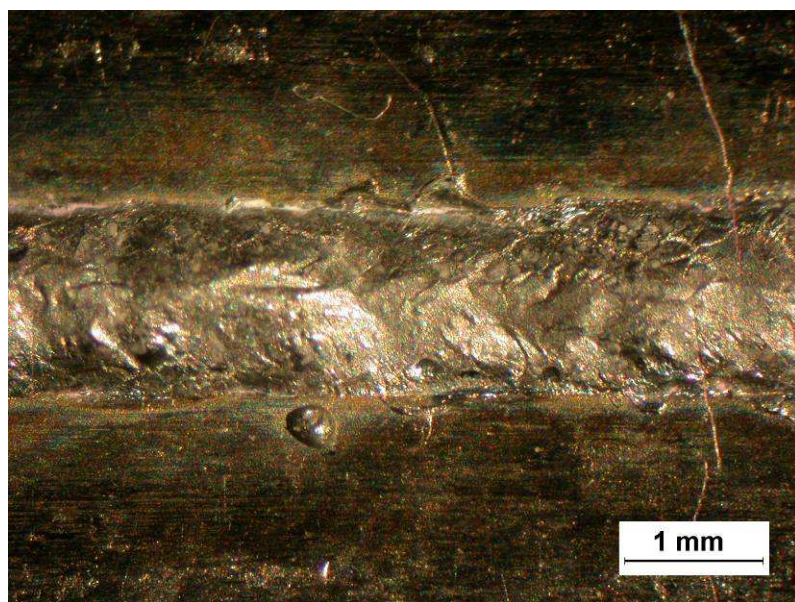
Laserové zařízení: Nd – YAG s výstupem optickým vláknem
Vláknem 600 μm
Výkon 4000 W
Bez ochranné atmosféry

Tab. 11: Nastavení laserového zařízení:

ΔF : Posuv ohniska od povrchu (- znamená směr pod povrch vzorku), v: rychlost svařování;

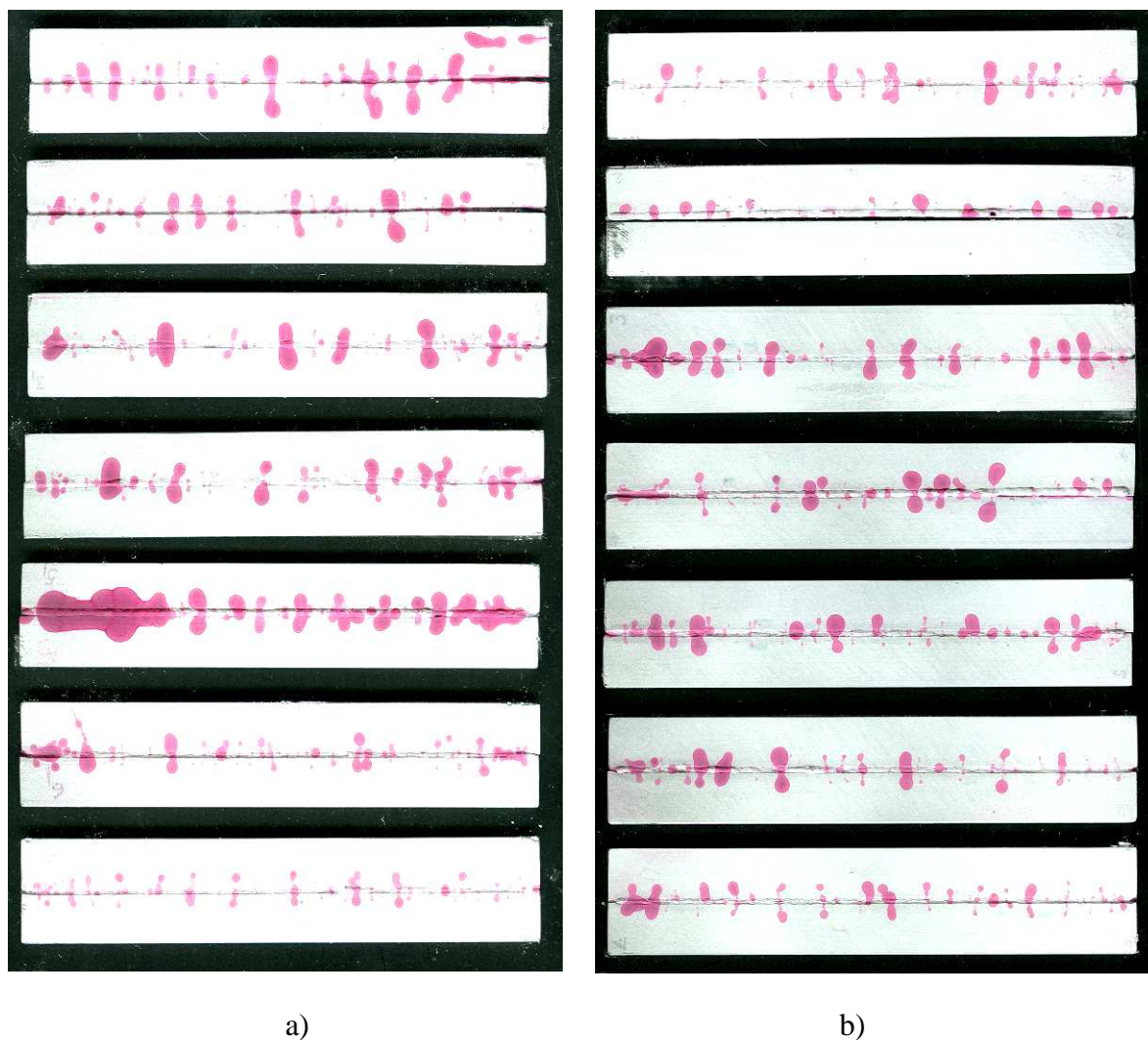
Orientace svaru	Svar číslo	Poznámka	ΔF mm	v m / min
ve směru válcování	1		-1	3,3
	2		-1	3,6
	3		-1	4,2
	4		-1	4,8
	5		-1	5,1
	6	fólie Al	-1	5,1
	7		-1	5,1
kolmo na směr válcování	1		-1	5,1
	2	svar mimo	-1	5,1
	3		-1	5,1
	4	šikmý průběh, svar mimo	-1	5,1
	5		-1	5,1
	6		-1	5,1
	7	fólie Al	-1	5,1

U vzorků svařovaných ve směru válcování plechů byly ověřeny různé rychlosti svařování a u svaru č. 6 byla před svařováním do styčné mezery vložena Al fólie (Alobal). Alobalová fólie byla vložena také do styčné mezery u svaru č. 7 zhotoveného ve směru kolmo na směr válcování. Podle vzhledu prvních pěti svarů zhotovených ve směru válcování plechu s různými rychlostmi svařování byla nakonec u všech dalších svarů použita svařovací rychlost 5,1 m/min.



Obr. 29 Svar č. 5 zhotovený ve směru svařování

Všechny svary byly podrobené kapilární zkoušce pro zjištění trhlin. Výsledkem bylo konstatování, že u všech realizovaných svarů vznikly trhliny, především v příčném směru. Jako příklad je uveden Obr. 29 a na Obr. 30 je soubor všech vzorků po provedení kapilární zkoušky.



Obr. 30 Svary plechů po provedení kapilární zkoušky (vzorky jsou seřazené podle čísel shora dolů)

- a) vzorky svařené ve směru válcování
- b) vzorky svařené kolmo na směr válcování

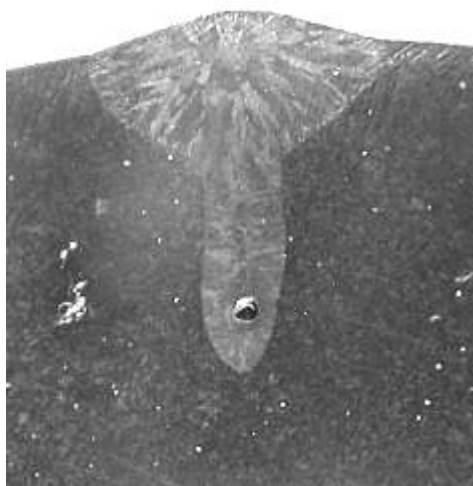
Při porovnání výsledků kapilárních zkoušek u jednotlivých svarů nelze určit žádnou souvislost mezi výskytem trhlin a použitou rychlostí svařování. Výskyt trhlin je u všech vzorků srovnatelný.

Při celkovém hodnocení experimentů zaměřených na laserové svařování lze konstatovat, že prakticky u všech nátavů i svarů docházelo k výskytu trhlin ve svarech. Výjimku tvořily pouze svary zhotovené s ochlazením v tekutém dusíku před nebo po zhotovení svaru. Další ověření vhodnosti takového opatření nebylo možno provést pro nedostatek základního materiálu. Také praktická realizovatelnost v průmyslové praxi se jeví diskutabilní.

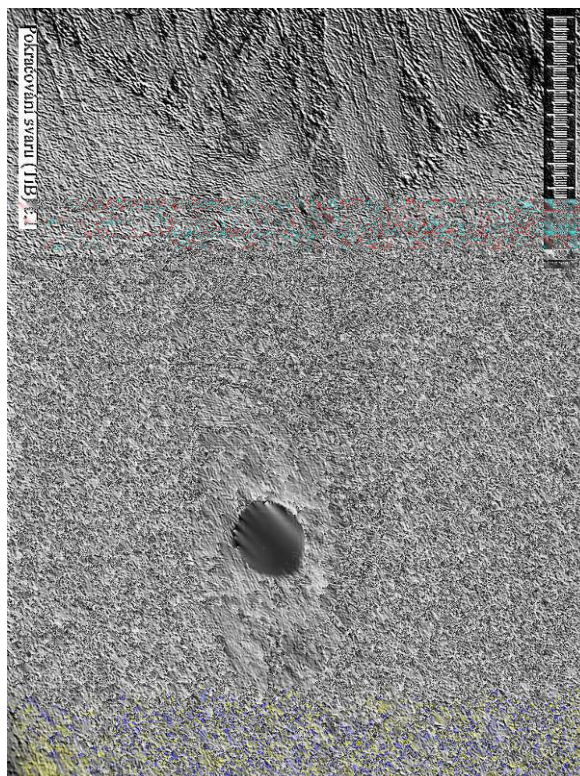
7.1.4 Mikrostruktura a vlastnosti laserových nátavů a svarů

Vliv svařovacího procesu na základní materiál a celkový charakter natavené oblasti u nátavů i svarů byl posuzován metalografickým rozбором. Metalografickému rozboru byly podrobeny všechny zhotovené vzorky.

Na Obr. 31 je ukázka z metalografického rozboru nátavu realizovaného na materiálu A a na Obr. 32 je detail tohoto snímku z oblasti výskytu póru – popis dalších parametrů je v části 7.1.1.



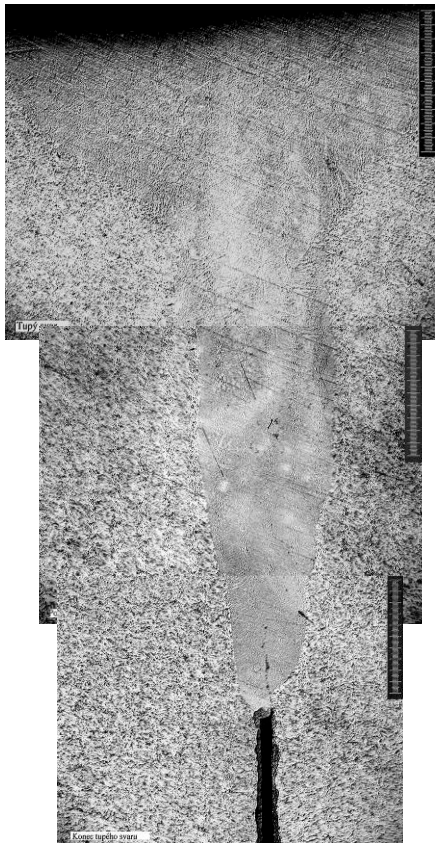
Obr. 31 Nátav č. 1, Mat. A



Obr. 32 Detail – nátav č. 1, Mat. A

Na obou obrázcích nátavu č. 1 materiálu A je dobře patrný způsob růstu krystalů během tuhnutí svarového kovu. Úzká oblast svarového kovu je zapříčiněna intenzivním tepelným působením laseru, rozšíření v horní oblasti pak interakcí ochranného plynu a laseru, kdy ochranný plyn během průchodu laserového paprsku částečně disociuje a odráží se od povrchu materiálu za vzniku tzv. „čochky“, která následně procházející úzký paprsek laseru rozšiřuje.

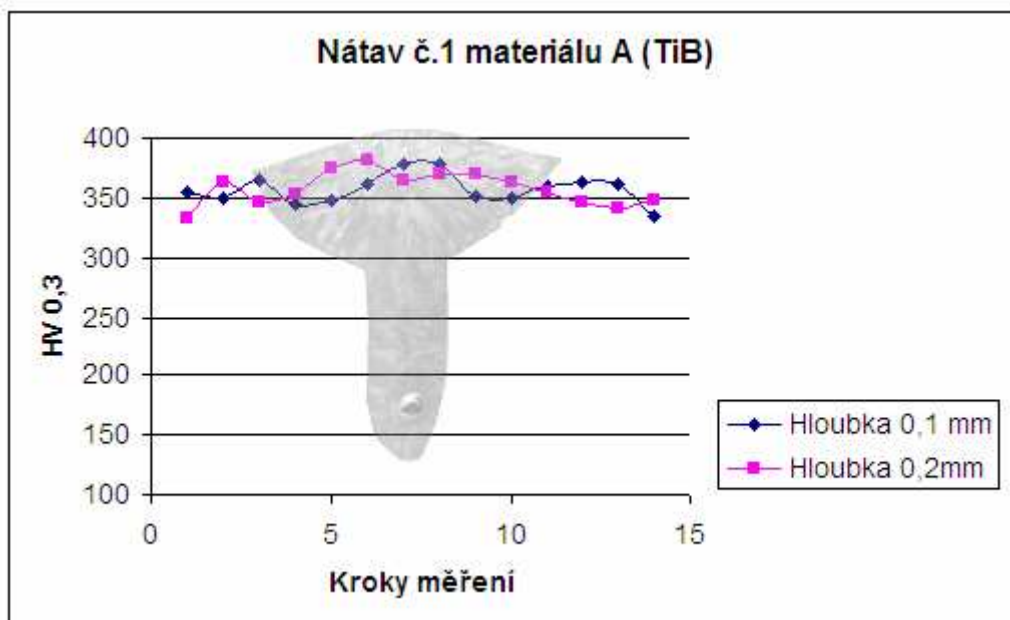
Na Obr. 33 je složený snímek svaru popsaného v části práce 7.1.2. Svar nevykazuje žádné plynové dutiny, ale v kořeni je trhlinka vzniklá během přípravy vzorku. Teplem ovlivněné pásmo není patrné, nedošlo ke změně charakteru struktury.



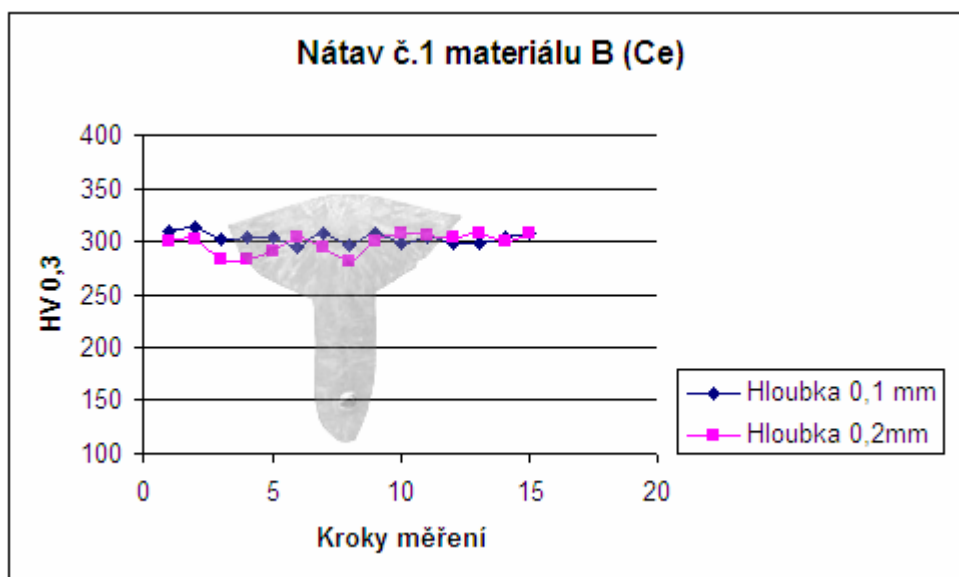
Závěrem obou experimentů byly vyhodnoceny průběhy mikrotvrdotí přes nátavy a svary i bodové EDX analýzy přes všechny zóny svarů. Průběhy mikrotvrdotí byly měřeny v hloubce 0,1mm pod povrchem svaru a 0,2 mm pod povrchem svaru, aby bylo možno postihnout jak oblast rozšíření povrchu svaru, tak úzkou oblast pod rozšířením svaru v horní partii a zároveň eliminovat zakřivení vzorku.

Naměřené průběhy tvrdosti jsou zajímavé a ve srovnání se svary ocelí netypické. Výsledky měření tvrdosti u vzorků s nátavy jsou na Obr. 34 a Obr. 35. Na Obr. 34 jsou výsledky pro materiál A a na Obr. 35 výsledky pro materiál B.

Obr. 33 Tupý svar, Mat. B



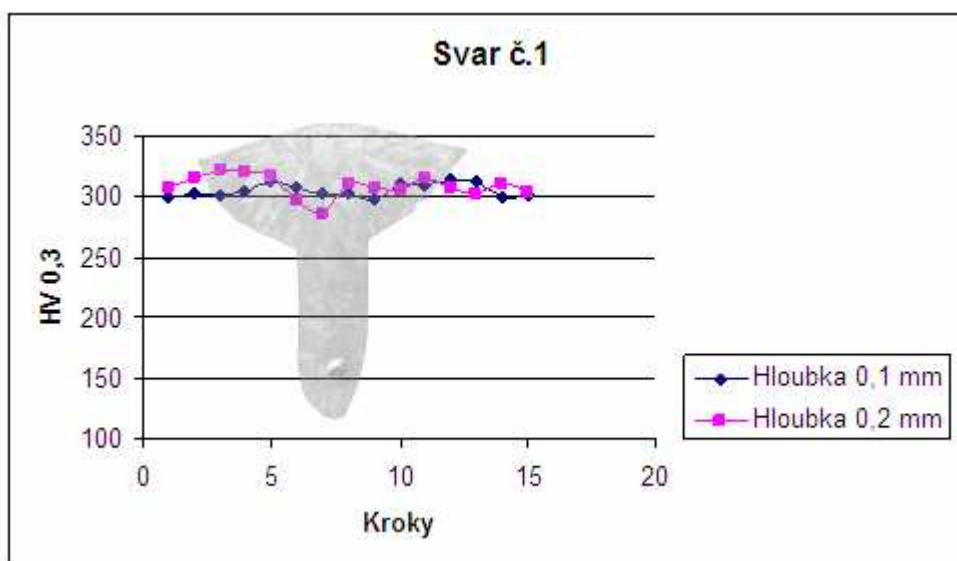
Obr. 34 Průběh mikrotvrdoti u nátavu z materiálu A



Obr. 35 Průběh mikrotvrdosti u nátavu z materiálu B

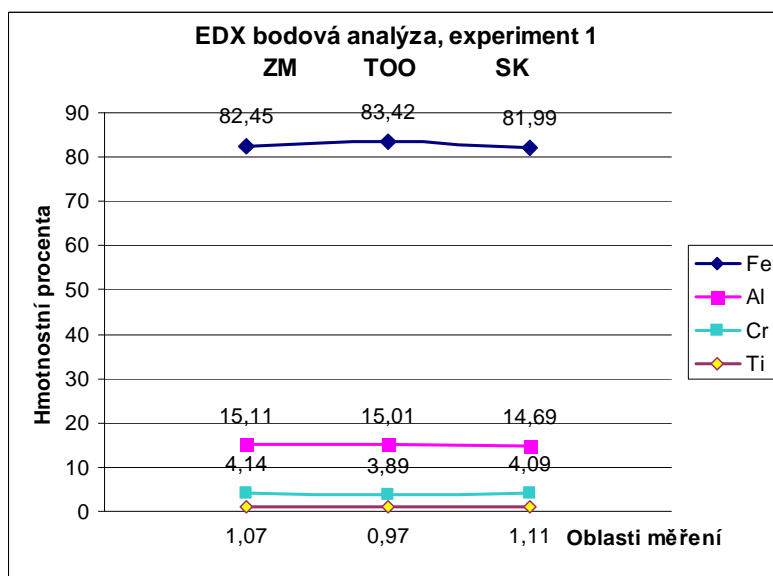
Z obrázků je zřejmé, že hodnoty mikrotvrdostí mají celý průběh přibližně konstantní. Celková průměrná odchylka se pohybuje pod deset procent, lokální špičky hodnot v přechodech ZM/TOO – SK – TOO/ZM nebyly zaznamenány ani u jedné modifikace aluminidu. Materiál A měl vyšší absolutní hodnoty mikrotvrdosti než materiál B.

Obdobné výsledky byly získány také při měření mikrotvrdosti u laserových svarů popsanych v části 7.1.3. Průběhy mikrotvrdostí byly měřené opět v hloubce 0,1mm pod povrchem svaru a 0,2 mm pod povrchem svaru. Výsledky měření mikrotvrdosti pro svar č. 1 jsou na Obr. 36.



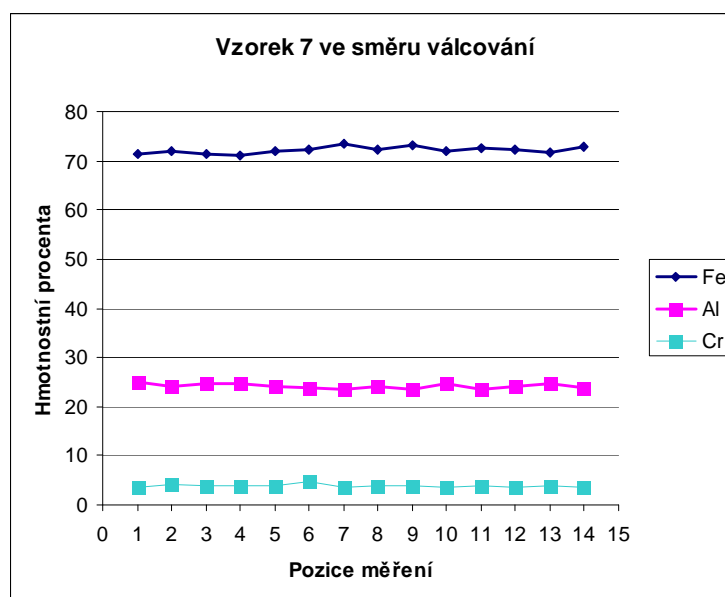
Obr. 36 Graf průběhu mikrotvrdostí u svaru č. 1

Pro posouzení vlivu svařovacího procesu na mikrostrukturu v oblasti svaru byly provedeny bodové EDX analýzy. Analýzy byly provedeny v základním materiálu (ZM), tepelně ovlivněné oblasti (TOO) a svarovém kovu (SK). Výsledky materiálu A uvádí Obr. 37, přičemž výsledky pro druhý typ materiálu byly obdobné. Výsledky ani u jedné z modifikací neprokázaly žádnou změnu rozložení chemických prvků vlivem svařovacího procesu. K odmíšení ani redistribuci žádného z chemických prvků slitiny aluminidu nedošlo ani u slitiny typu A ani u slitiny typu B.



Obr. 37 Výsledky bodové EDX analýzy u materiálu typu A, hmotnostní procenta

EDX analýzy byly provedeny také u vzorků svařených plechů z části 7.1.3. Výsledky naměřené u vzorku 7 ve směru válcování (nejméně trhlin) uvádí graf na Obr. 38.



Obr. 38 Výsledky liniové EDX analýzy vzorku 7 z experimentu ze 7.1.3

Z výsledku realizovaných EDX analýz je zřejmé, že svařovací proces nemá dopad na rozložení legujících prvků v oblasti svaru.

První fáze experimentálních prací, kdy se realizoval záměr s minimalizací množství vneseného tepla a tím i minimalizace teplotního a deformačního působení na základní materiál nepřinesla očekávaný efekt. Nedařilo se vytvoření svarů bez trhlin (s jedinou výjimkou, která dále nebyla ověřována pro nedostatek základního materiálu i na okolnost, že svar byl realizován na velmi malém vzorku a svar nebyl geometricky vyhovující).

7.2 Svařování metodou TIG (metoda 141 podle ČSN EN ISO 4063) – nátavy plechů

Na základě poznatků a zkušeností s realizací nátavů a svarů laserem byly další experimentální práce zaměřené na aplikaci technologie svařování TIG s konečným cílem svařovat při teplotách předehřevu, kdy základní materiály vykazují přijatelné plastické vlastnosti. K dispozici byl základní materiál se směrným chemickým složením 16,13 % Al, 2,85 % Cr, 0,06 % Ce, 0,46 % Mn a 0,04 % C (hmotnostní %) ve formě plechu o tloušťce cca 6 mm.

Experimentální práce byly provedeny ve spolupráci s katedrou strojírenské metalurgie Technické univerzity v Liberci [60]. Zkoušky byly provedeny na čtyřech vzorcích plechu o rozměrech 5,5 x 105 x 105 mm, jako přídatný materiál bylo připraveno třicet tyčinek o rozměrech 2,8 x 2,8 x 106 mm. Jak plech, tak tyčinky přídatného materiálu, obsahovaly už z výroby drobné trhlinky matného povrchu vzniklé již při výrobě plechu při vyšší teplotě.

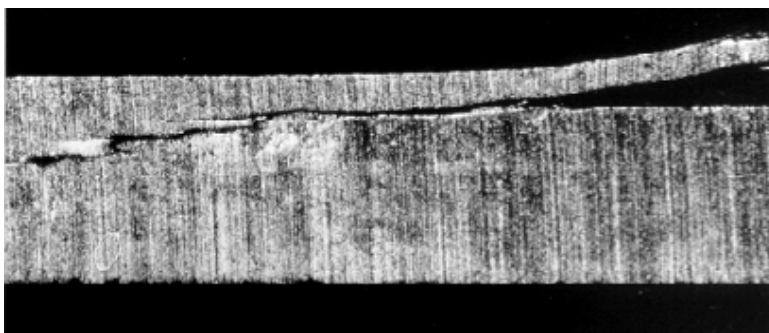
Pohled na povrch plechu v místě defektů je na Obr. 39 a na vadu v přídatném materiálu na Obr. 40.



Obr. 39 Povrch dodaného plechu v místě výskytu trhlin

dodaný stav

10 x



dodaný stav

10 x

Obr. 40 Trhliny v tyčce

Tyto vady vznikly v základním materiálu již při válcování ve výrobním procesu a ztěžovaly experimentální práce. Před vlastními zkouškami byl povrch vzorku obroušen na stolové brusce s minimálním tepelným ovlivněním (vzorky bylo možné udržet v nechráněné ruce).

Pro svařování bylo použito impulsního svařování stejnosměrným proudem přímé polarity. Hodnotil se vliv čtyř základních parametrů svařovacího procesu:

- v_s – rychlost svařování
- I_s – impulsní proud
- typ pulzu
- druh ochranného plynu

Tyto parametry byly při experimentech realizovány na dvou úrovních v souladu s podklady uvedenými v tabulce č. 12. Úroveň faktorů byla volena s ohledem na možnosti ručního svařování. Návrh experimentů byl proveden pomocí tzv. ortogonální soustavy L-8, která umožňuje testování 4 až 7 faktorů – Taguchiho metoda plánování experimentů. Kompletní kombinace ověřovaných parametrů je v tabulce č. 13.

Tab. 12: Nastavení svařovacího zařízení:

Faktor	Úroveň faktoru - 1	Úroveň faktoru - 2
A v_s – rychlost svařování	0,18 m.min ⁻¹	0,30 m.min ⁻¹
B I_p – impulsní proud	150 A	250 A
C typ pulsu (hodnoty t_z a t_i)	$t_i = 0,01$ s, $t_z = 0,01$ s	$t_i = 0,5$ s, $t_z = 0,5$ s
D druh ochranného plyn	Ar	75 % He + 25 % Ar

Tab. 13: Kombinace ověřovaných parametrů nátavů

Číslo experimentu	Název faktoru	Úroveň faktoru
1	Rychlost svařování Impulsní proud Typ pulsu Druh ochranného plynu	A1 = 0,18 m.min ⁻¹ B1 = 150 A C1 = t _i = 0,01 s, t _z = 0,01 s D1 = Ar
2	Rychlost svařování Impulsní proud Typ pulsu Druh ochranného plynu	A1 = 0,18 m.min ⁻¹ B1 = 150 A C2 = t _i = 0,5 s, t _z = 0,5 s D2 = He + 25 % Ar
3	Rychlost svařování Impulsní proud Typ pulsu Druh ochranného plynu	A1 = 0,18 m.min ⁻¹ B2 = 250 A C1 = t _i = 0,01 s, t _z = 0,01 s D2 = He + 25 % Ar
4	Rychlost svařování Impulsní proud Typ pulsu Druh ochranného plynu	A1 = 0,18 m.min ⁻¹ B2 = 250 A C2 = t _i = 0,5 s, t _z = 0,5 s D1 = Ar
5	Rychlost svařování Impulsní proud Typ pulsu Druh ochranného plynu	A2 = 0,30 m.min ⁻¹ B1 = 150 A C1 = t _i = 0,01 s, t _z = 0,01 s D2 = He + 25 % Ar
6	Rychlost svařování Impulsní proud Typ pulsu Druh ochranného plynu	A2 = 0,30 m.min ⁻¹ B1 = 150 A C2 = t _i = 0,5 s, t _z = 0,5 s D1 = Ar
7	Rychlost svařování Impulsní proud Typ pulsu Druh ochranného plynu	A2 = 0,30 m.min ⁻¹ B2 = 250 A C1 = t _i = 0,01 s, t _z = 0,01 s D1 = Ar
8	Rychlost svařování Impulsní proud Typ pulsu Druh ochranného plynu	A2 = 0,30 m.min ⁻¹ B2 = 250 A C2 = t _i = 0,5 s, t _z = 0,5 s D2 = He + 25 % Ar

Další parametry určující podmínky svařování byly konstantní pro všechny ověřované kombinace parametrů a to:

- základní proud $I_z = 5 \%$ z hodnoty impulsního proudu
- množství ochranného plynu 15 l.min⁻¹ pro Ar a 20 l.min⁻¹ pro směs He + 25 % Ar
- vzdálenost elektrody od základního materiálu 3 mm, elektroda Ø 2,4 mm, kuželové zakončení (délka 4,8 mm)
- poloha svařování PA podle ISO 6947

Základním technologickým parametrem, který ovlivňuje výskyt trhlin ve svarových spojích je teplota přehřevu $T_{př}$. Proto byly provedeny dva soubory experimentů a to svařování bez přehřevu $T_{př} = 20\text{ °C}$ a s přehřevem na $T_{př} = 400\text{ °C}$ s dohřevem v peci 1 hod na 400 °C a ochlazením na vzduchu.

Před realizací experimentu byly vzorky rozděleny do šesti polí rozbrušovacím kotoučem tloušťky 1,6mm do hloubky cca 3mm proto, aby tyto řezy mohly co nejvíce zabránit šíření napětových stavů po zhotovení jednotlivých nátavů z krajních oblastí desek do dalších částí vzorku. Vlastní směr provedených nátavů pak souhlasí se směrem válcování polotovaru [60].

Na jedné desce byly za sebou provedeny nejvýše dva nátahy a pokračovalo se na druhé desce, aby první mohla chladnout. Na vzorcích s přehřevem se desky po prvních nátavech vložily zpět do pece vyhřáté na 400 °C na jednu hodinu. Po zhotovení dalších dvou nátavů se proces opakoval, následovalo volné chladnutí na šamotové cihle. Střední partie obou desek byla ponechána bez nátavů. Po 48 hodinách byly jednotlivé segmenty desek s nátavy odděleny roztroušením s důrazem na minimální teplo vnesené do vzorků. Celkový pohled na desky s nátavy provedenými s přehřevem na 400 °C je na Obr. 41.



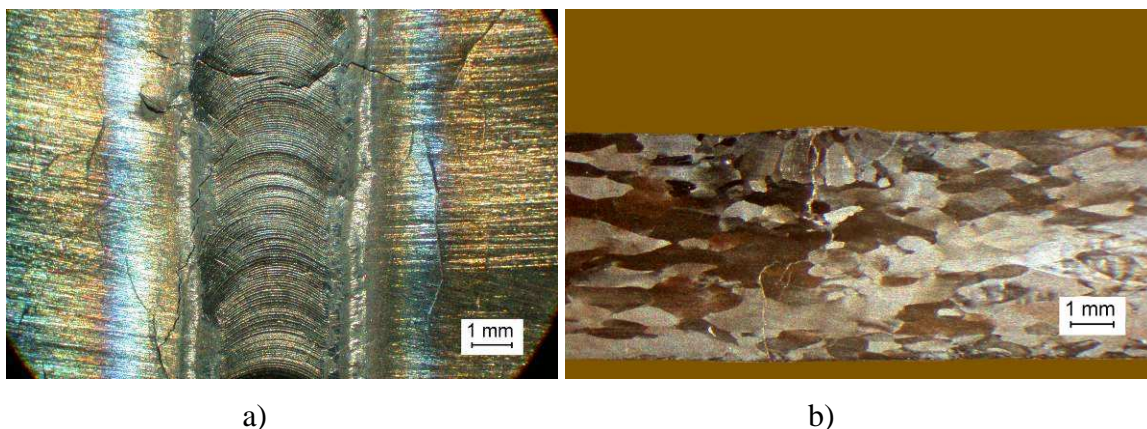
Obr. 41 Desky po zhotovení nátavů – soubor experimentů s přehřevem na 400 °C s číselným označením jednotlivých experimentů

Pro vyhodnocení byly použity postupy uvedené v části 6. Při sledování průběhu vytváření nátavů a následného procesu chladnutí byl zaznamenán akustický efekt doprovázející vznik trhlin v základním materiálu i v nátavech. I když byla plocha plechu oddělena výše popsanými řezy, docházelo ke vzniku trhlin také v oblastech bez nátavu. Vznik plynových dutin v nátavech nebyl zaznamenán. U vzorků s nátavy realizovanými s přehřevem 400 °C

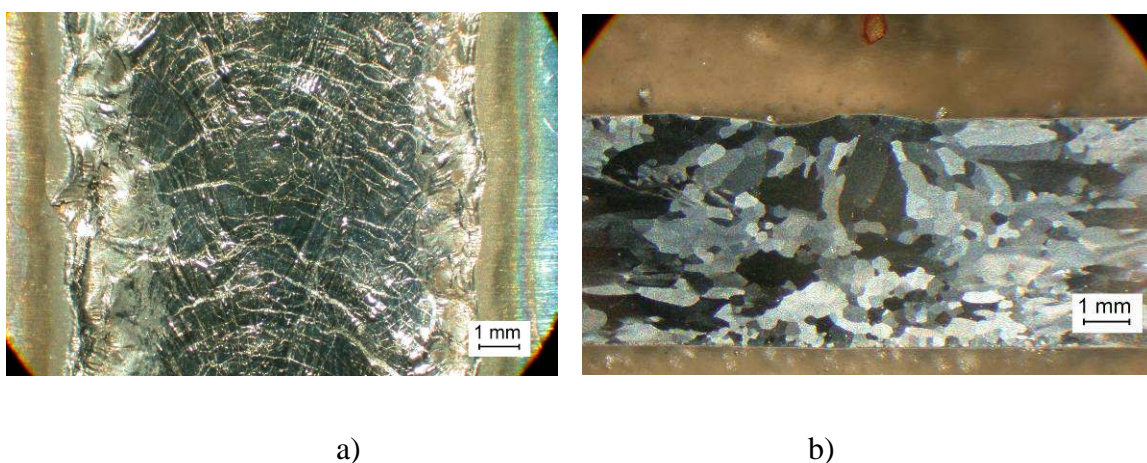
byl zjištěno, že v období po provedení nátavů a při udržování vzorků na T_{pf} vznikalo podstatně menší množství trhlín. Ty začaly vznikat především v období chladnutí mimo pec.

Vizuální kontrola byla zaměřena majoritně na výskyt vad, především na trhliny a kresbu housenky. Trhliny přecházející ze ZM do TOO a stejně tak podélné trhliny se vyskytly u všech vzorků. Vzhledem k této skutečnosti budou v práci prezentovány pouze některé snímky makrostruktur nátavů a snímky povrchů plechů charakterizujících vznikající trhliny.

Na Obr. 42 je pohled na povrch nátavu a jeho okolí a snímek makrostruktury nátavu u vzorku z experimentu č. 1. Na obou snímcích jsou zřetelně vidět trhliny, které mají různou orientaci, jsou však většinou v oblasti nátavu nebo v jeho nejbližším okolí. Nelze však konstatovat, že se omezují jenom na oblast nátavu a na teplem ovlivněnou oblast. Kresba povrchu je jemná ale někdy nerovnoměrná, délka svarové lázně cca 6 mm.



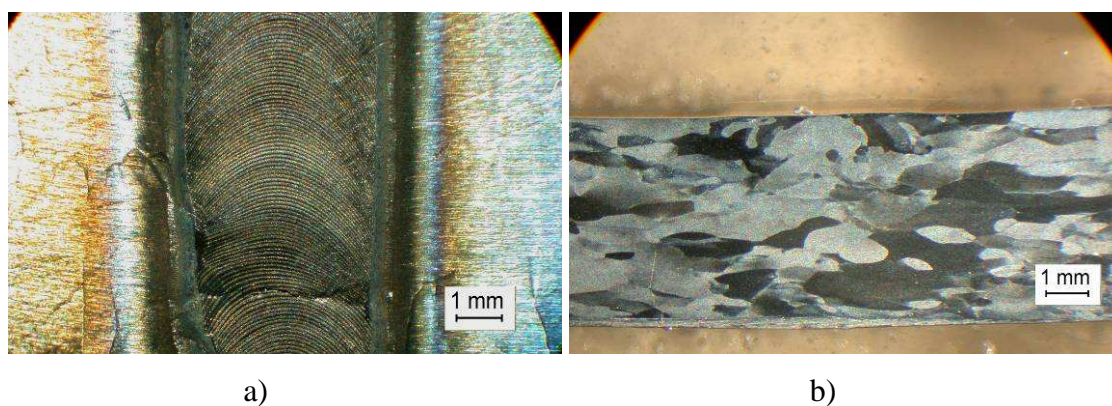
Obr. 42 Snímek povrchu (a) a makrostruktura nátavu (b) – **experiment č. 1,**
předehřev 400 °C, (parametry podle tabulky č. 13)



Obr. 43 Snímek povrchu (a) a makrostruktura nátavu (b) – **experiment č. 3,**
předehřev 400 °C, (parametry podle tabulky č. 13)

Na Obr. 43 je pohled na povrch nátavu a jeho okolí a snímek makrostruktury nátavu u vzorku z experimentu č. 3. Parametry svařování u tohoto vzorku vedou k největšímu přívodu tepla na jednotku délky svaru. Je pozoruhodné, že v tomto případě v teplem ovlivněném pásmu docházelo ke zjemnění zrn a trhlin v nátavu i jeho okolí bylo méně. Kresba housenky je hrubá, nerovnoměrná, délka svarové lázně cca 14,7 mm.

Na Obr. 44 je snímek povrchu nátavu a makrostruktury u nátavu z experimentu č. 5 provedeného s vyšší úrovní rychlosti svařování a nižší úrovní svařovacího proudu ve srovnání s experimentem 3. Do svaru je tak na jednotku délky nátavu vneseno jenom asi 36% tepla (přesnější určení by znamenalo měřit i hodnotu napětí).



Obr. 44 Snímek povrchu (a) a makrostruktura nátavu (b) – **experiment č. 5,**
předehřev 400 °C, (parametry podle tabulky č. 13)

Na povrchu housenky s jemnou kresbou jsou vidět trhliny a na snímku makrostruktury je zřejmé, že svařovací proces prakticky neovlivnil charakter struktury základního materiálu. Hranice natavené oblasti není zřetelná.

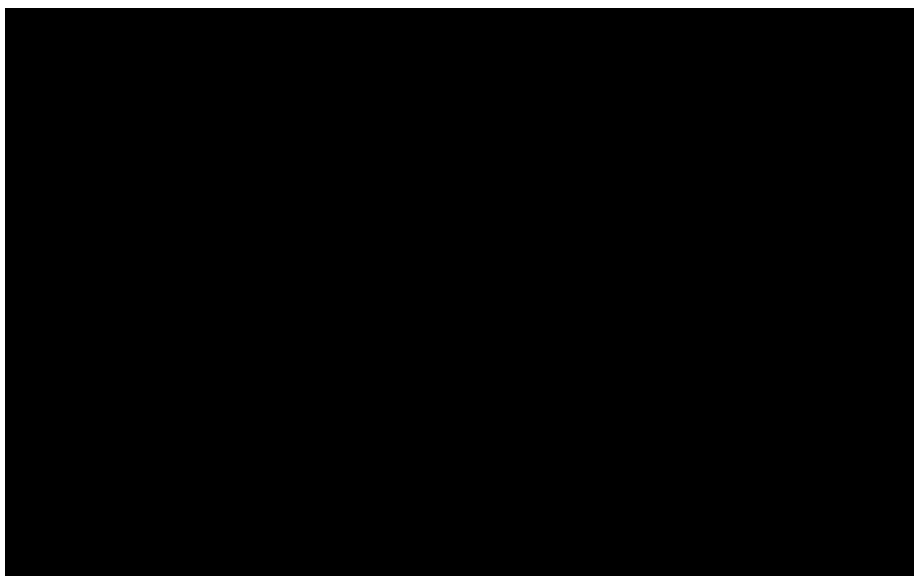
Při návrhu experimentů k ověření svařitelnosti aluminidu železa se počítalo s tím, že za základní kritérium pro posouzení chování základního materiálu za různých tepelně deformačních účinků svařovacího procesu bude pokládán výskyt trhlin. Předpokladem bylo, že alespoň u některých nátavů trhliny nebudou vznikat. Tento předpoklad se však nepotvrdil a proto při vyhodnocování experimentů nebylo postupováno podle Taguchiho metody. Vyhodnocení experimentů bylo realizováno především podle kvalitativních hledisek. Jako ukázka postupu vyhodnocení je dále uvedena tabulka č. 14, ve které jsou výsledky pro soubor experimentů realizovaný s předehřevem na 400 °C.

Tab. 14: Výsledky vyhodnocení experimentů

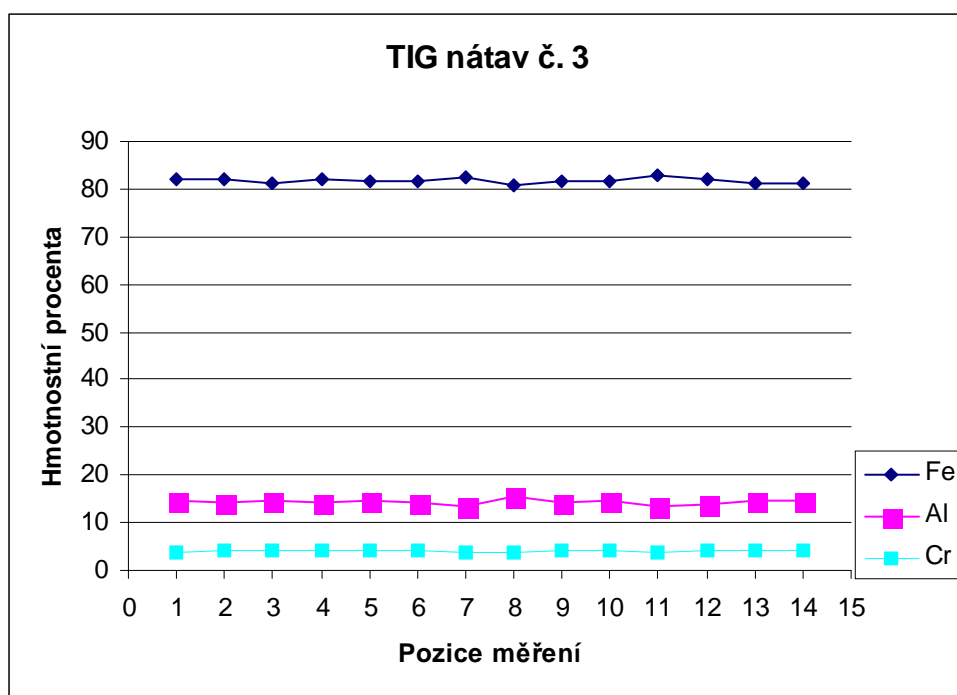
Číslo exp.	Charakteristika nátavu (housesenky) Nátavy zhotovené za předehřevu ZM na 400 °C	Parametry experimentu
1	2 příčné trhliny přecházející do TOP a do ZM řada podélných trhlin kresba povrchu nátavu jemná délka tavné lázně 6 mm	A1 = 0,18 m.min ⁻¹ B1 = 150 A C1 = t _i = 0,01 s, t _z = 0,01 s D1 = Ar
2	2 příčné trhliny přecházející do TOP a do ZM podélné trhliny na okraji TOP kresba povrchu nátavu rovnoměrná, hrubší délka tavné lázně 7 mm	A1 = 0,18 m.min ⁻¹ B1 = 150 A C2 = t _i = 0,5 s, t _z = 0,5 s D2 = He + 25 % Ar
3	příčná trhlina přecházející do TOP a ZM řada podélných trhlin a jedna i v nátavu kresba povrchu nátavu nerovnoměrná délka tavné lázně 14, 7 mm	A1 = 0,18 m.min ⁻¹ B2 = 250 A C1 = t _i = 0,01 s, t _z = 0,01 s D2 = He + 25 % Ar
4	příčná trhlina přecházející do TOP a do ZM řada podélných trhlin kresba povrchu nátavu rovnoměrná, hrubá délka tavné lázně 11 mm	A1 = 0,18 m.min ⁻¹ B2 = 250 A C2 = t _i = 0,5 s, t _z = 0,5 s D1 = Ar
5	4 příčné trhliny přecházející do TOP i do ZM 2 podélné trhliny na okraji TOP kresba povrchu nátavu rovnoměrná a jemná délka tavné lázně 6 mm	A2 = 0,30 m.min ⁻¹ B1 = 150 A C1 = t _i = 0,01 s, t _z = 0,01 s D2 = He + 25 % Ar
6	příčná trhlina přecházející do TOP a do ZM řada podélných trhlin dále od nátavu kresba povrchu nátavu rovnoměrná, hrubá délka tavné lázně se nedá změřit	A2 = 0,30 m.min ⁻¹ B1 = 150 A C2 = t _i = 0,5 s, t _z = 0,5 s D1 = Ar
7	2 příčné trhliny přecházející do TOP i do ZM řada podélných trhlin, trhliny v místě vad plechu kresba povrchu nátavu jemná, vada na začátku délka tavné lázně 9,8 mm	A2 = 0,30 m.min ⁻¹ B2 = 250 A C1 = t _i = 0,01 s, t _z = 0,01 s D1 = Ar
8	příčná trhlina přecházející do TOP i do ZM řada podélných trhlin kresba povrchu nátavu rovnoměrná, hrubší délka tavné lázně 10 mm	A2 = 0,30 m.min ⁻¹ B2 = 250 A C2 = t _i = 0,5 s, t _z = 0,5 s D2 = He + 25 % Ar

Uvedené výsledky experimentů s nátavy na povrch plechu potvrdily, že svařování aluminidu Fe₃Al bude velmi problematické.

Průběhy mikrotvrdotí měřené shodně a předchozími měřeními v hloubce 0,1mm pod povrchem svaru a 0,2mm pod povrchem svaru opět nejevily ani v jednom případě výrazné rozdíly. Celková průměrná odchylka od průměrné hodnoty tvrdosti je shodně pod deset procent, bez lokálních přechodových špiček ZM/TOO – SK – TOO/ZM viz Obr. 45.



Obr. 45 Graf průběhu mikrotvrdostí TIG nátavu č. 3 z experimentu 7.2.1



Obr. 46 Výsledek liniové EDX analýzy TIG nátavu č. 3 z experimentu 7.2.1

7.3 Návary a svary plechů metodou 111 podle ČSN EN ISO 4063

Pro experimentální práce byl k dispozici pás plechu o rozměrech 525 x 155 x 6 mm. Také na tomto materiálu se vyskytovaly výrobní vady. Zřetelné stopy od tvářecího nástroje a rozhraní plošných nespojitostí se na povrchu jevily jako trhliny. V některých místech plech tvořil dvě metalurgicky nespojené vrstvy [61].

Vlastní zkoušky svařování byly provedeny na vzorcích plechu o rozměrech 50 x 30 x 4 mm vyrobených z původního polotovaru. Byly realizovány následující experimenty:

- 1) Návary metodou 111 podle ČSN EN ISO 4063 – elektroda OK 68.82, tj. E 29 9 R1 2 podle ČSN EN 1600, Ø 2 mm
- 2) Svary dvou plechů o rozměrech 50 x 30 x 4 mm tupým svarem, V svar a podložený kořen, metoda 111 podle ČSN EN ISO 4063 – elektroda OK 68.82, tj. E 29 9 R1 2 podle ČSN EN 1600, Ø 2 mm

Zvolená elektroda OK 68.82 je užívána pro svařování obtížně svařitelných ocelí nebo ocelí neznámého původu. Elektroda OK 68.82 poskytuje feriticko austenitický svarový kov s vysokou odolností proti koroznímu praskání, vysokou pevností a tažností [61]. Během svařování byla snižována tahová napětí temováním housenky (prokování nosem kladiva okamžitě po provedení svaru), jednotlivé vrstvy byly prováděny za dvou různých mezivrstvových teplot, s předehřevem a bez předehřevu. Příprava elektrod před svařováním a volba parametrů svařování elektrickým obloukem byla provedena dle doporučení výrobce. Elektrody byly vysušeny v peci na 300 po dobu dvou hodin.

Návary byly realizovány na šesti vzorcích za různých podmínek uvedených v následujícím přehledu [61]:

Experiment č. 1:

- **svařování bez předehřevu**, dvouvrstvý návar na plech z okraje vzorku (rozměry 45x35x5,8 mm),
- bez temování housenek,

Experiment č. 2:

- **svařování bez předehřevu**, dvouvrstvý návar na plech z okraje vzorku (rozměry 45x35x5,8 mm),
- temování housenek,

Experiment č. 3:

- **svařování bez předehřevu**, dvouvrstvý návar,
- bez temování housenek,

Experiment č. 4:

- **svařování bez přehřevu**, dvouvrstvý návar,
- první housenka svařena do poloviny délky vzorku a druhá polovina dokončena až po předchozím vychladnutí, obě části temovány nosem kladiva
- druhá housenka provedena najednou a opět temována,

Experimenty 1 až 4 byly provedeny stejným svařovacím agregátem MAMBA 151 E firmy MIGATRONIC CZ a.s. za následujících shodných parametrů: svařovací proud stejnosměrný obrácená polarita, $I = 50 \text{ A}$, čas svařování jedné celé housenky $t_s = 20 \text{ s}$, mezivrstvová teplota 20 °C .

Experiment č. 5:

- **svařování s přehřevem – $T_{př} = 200 \text{ °C}$** ,
- dvouvrstvý návar, housenky po zhotovení temovány nosem kladiva,
- mezivrstvová teplota 200 °C , přestávka po vytvoření první housenky přibližně 3 min,
- svařovací stroj: NAVIGATOR 3000 AC/DC,
- elektroda $\varnothing 2 \text{ mm}$,
- svařovací proud stejnosměrný obrácená polarita, $I = 55 \text{ A}$,
- čas svařování housenek $t_{s1} = 19 \text{ s}$, $t_{s2} = 15 \text{ s}$

Experiment č. 6: vzorek 4.3a

- **svařování s přehřevem – $T_{př} = 200 \text{ °C}$** ,
- dvouvrstvý návar, housenky po zhotovení temovány nosem kladiva,
- mezivrstvová teplota 200 °C , přestávka po vytvoření první housenky přibližně 4 min,
- svařovací stroj: NAVIGATOR 3000 AC/DC,
- elektroda $\varnothing 2,5 \text{ mm}$,
- svařovací proud stejnosměrný obrácená polarita, $I = 70 \text{ A}$,
- čas svařování housenek $t_{s1} = 12 \text{ s}$, $t_{s2} = 12 \text{ s}$
- v místě začátku svaru vznikla trhlinka ještě před úplným vychladnutím vzorku.

Zkušební svary byly realizovány pouze dva a to za následujících podmínek:

Experiment č. 7:

svar dvou plechů s rozměry 4 x 50 x 30 mm, úhel rozevření 60°, otupení 1 mm, kořenová mezera 1,5 mm.

- **svařování bez přehřevu – $T_{př} = 20\text{ °C}$**
- dvouvrstvý svar, housenky po zhotovení temovány nosem kladiva,
- po svařování ochlazení na vzduchu
- mezivrstvová teplota 200 °C, přestávka po vytvoření první housenky přibližně 3 min,
- svařovací stroj: NAVIGATOR 3000 AC/DC,
- elektroda Ø 2mm,
- svařovací proud stejnosměrný obrácená polarita, $I = 55\text{ A}$,
- čas svařování housenek $t_{s1} = 19\text{ s}$, $t_{s2} = 15\text{ s}$,
- kořenová vrstva se vytváří obtížně, značný vývoj dýmu ztěžuje orientaci, vzniká obtížně odstranitelná struska, temování je prakticky nemožné - není přístup s ohledem na použitý úhel rozevření,
- druhá vrstva se vytváří snáze, ale struska je opět obtížně odstranitelná,
- v kořeni svaru vznikla dlouhá podélná trhлина a část kořene je neprovařena.

Experiment č. 8:

svar dvou plechů s rozměry 4 x 50 x 30 mm, úhel rozevření 60°, otupení 1 mm, kořenová mezera 1,5 mm.

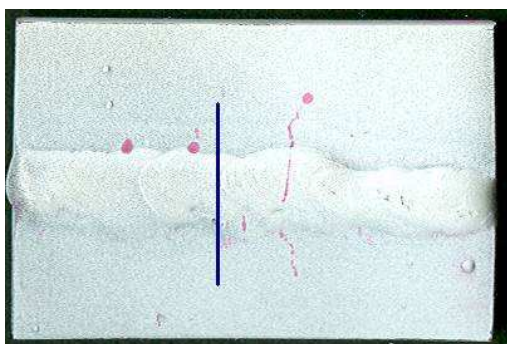
- **svařování s přehřevem – $T_{př} = 200\text{ °C}$**
- dvouvrstvý svar, housenky provedeny vcelku a po zhotovení temovány nosem kladiva,
- mezivrstvová teplota 200 °C, přestávka po vytvoření první housenky přibližně 3 min,
- po svařování ochlazení na vzduchu.
- svařovací stroj: NAVIGATOR 3000 AC/DC,
- elektroda Ø 2mm,
- svařovací proud střídavý $I = 55\text{ A}$, napětí $U = 24\text{ V}$,
- čas svařování housenek $t_{s1} = 11\text{ s}$, čas svařování u ostatních housenek nebyl sledován, ale činí přibližně 12 – 15 s,

- po vytvoření kořenové vrstvy a jejím temování došlo k rozpadnutí spoje, svarové plochy byly očištěny rotujícím ocelovým kartáčem, přiloženy k sobě a znovu svařeny, potom podložen kořen, nakonec vytvořena krycí housenka, všechny housenky temovány,
- kořenová vrstva se vytváří obtížně (ověřován menší úhel sklonu elektrody – neosvědčilo se)
- značný vývoj dýmu ztěžuje orientaci, u všech housenek se tvoří obtížně odstranitelná struska
- krycí vrstva svaru byla zhotovena nevysušenou elektrodou – v začátku svaru v délce asi 15 mm vznikla řada pórů.

Vyhodnocení experimentu bylo provedeno shodně s předchozími experimenty s výjimkou kapilární zkoušky:

- kontrola chování základního materiálu během vytváření nátavů a svarů
- vizuální návarů a svarů
- metalografický rozbor návaru resp. svarů u jednotlivých vzorků
- vyhodnocení průběhu mikrotvrdosti přes návar
- kapilární zkoušky materiálu před zahájením experimentu a po jeho provedení tak, aby bylo možné identifikovat původ defektu (trhliny), tj. zda li pochází z výroby nebo vznikla vlivem teplotních cyklů v důsledku svařování

Vizuálním a metalografickým vyhodnocením vzorků návarů provedených obalenou elektrodou bylo zjištěno, že ve vlastním návaru trhliny v sedmi případech z osmi realizovaných návarů nejsou. Trhliny se zato vždy vyskytovaly v podhousenkové zóně, byly různě rozvinuté a různě orientované. Vzorek svaru obalenou elektrodou byl zcela nevyhovující, trhliny se vyskytovaly v oblasti kolem svaru i v samotném svaru. Výsledky lze posoudit na Obr. 47 a Obr. 48, kde jsou náhledy na povrch vzorků po kapilární zkoušce a snímky makrostruktury.

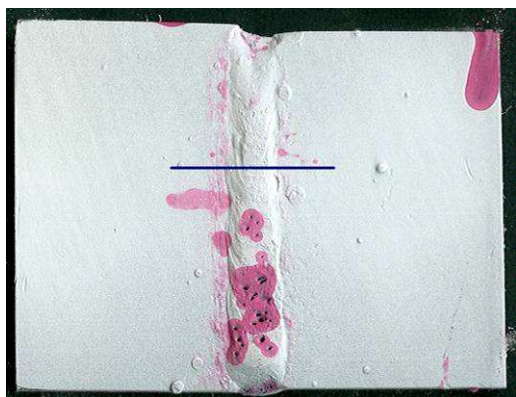


a)

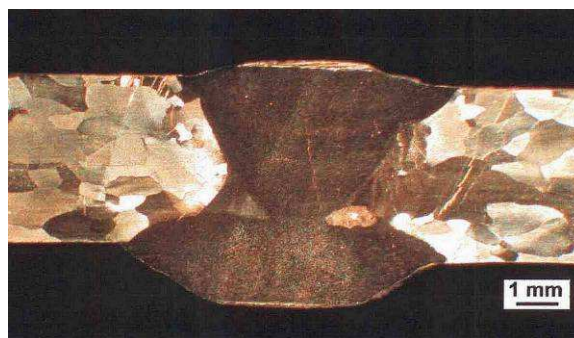


b)

Obr. 47: Návar z experimentu č. 3 – a) pohled na návar po kapilární zkoušce (modře vyznačena poloha metalografického výbrusu), b) makrostruktura návaru



a)



b)

Obr. 48: Svar z experimentu č. 8 a) pohled na svar po kapilární zkoušce (modře vyznačena poloha metalografického výbrusu), b) makrostruktura svaru

Celkově lze hodnotit výsledky experimentů č. 1 až 6 negativně. U návarů a svarů provedených obalenou elektrodou bylo zjištěno, že oblouk je neklidný a těžko se udržuje směr svařování. Zároveň vzniká velmi těžko odstranitelná struska a nelze proto vytvořit vícevrstvý svar v rychlém sledu. V okolí svaru vzniká znečištění, které nelze odstranit ani rotujícím ocelovým kartáčem. Temováním lze do jisté míry snížit tvorbu trhlin a temování snížilo úhlové deformace.

7.4 Svařování metodou TIG (metoda 141 podle ČSN EN ISO 4063) – svary plechů

Vlastní zkoušky svařování byly provedeny na vzorcích plechu o rozměrech 50 x 30 x 4 mm vyrobených z původního polotovaru. Experimenty označené č. 9 až 14 byly realizované metodou 141 s přídavným materiálem stejného složení, jako měl základní materiál a to ve formě tyčinek [61]. Parametry jednotlivých experimentů jsou uvedeny níže, shodně se jednalo o svar dvou plechů s rozměry 4 x 50 x 30 mm, úhel rozevření 60°, otupení 1 mm, kořenová mezera 1,5 mm:

Experiment č. 9:

- svařování s předehřevem – $T_{př} = 200\text{ °C}$
- svařování na jednu housenku s přídavným materiálem (dodané tyčky),
- čas svařování $t_s = 70\text{ s}$
- po svařování snaha o mírné temování svaru,
- vzorek umístěn do zásypu písku ohřátého na 250 °C a volné chladnutí v zásypu.

Experiment č. 10:

- **svařování s předehřevem – $T_{př} = 200\text{ °C}$**
- svařování na jednu housenku s přídavným materiálem (dodané tyčky), asi 15 mm před koncem svaru musela být použita další tyčka a část v délce asi 8 mm svařen bez přídavného materiálu,
- čas svařování $t_s = 95\text{ s}$ (včetně manipulace s přídavným materiálem),
- vzorek umístěn do zásypu písku ohřátého na 250 °C a volné chladnutí v zásypu.

Experiment č. 11:

- **svařování s předehřevem – $T_{př} = 400\text{ °C}$**
- svařování na jednu housenku s přídavným materiálem (dodané tyčky),
- čas svařování $t_s = 80\text{ s}$
- vzorek umístěn do zásypu písku ohřátého na 460 °C a v zásypu přenesen k peci, vložen do pece vyhřáté na 700 °C – výdrž na teplotě 2 hod, vyjmutí a ochlazení v olejové kalicí lázni.

Experiment č. 12:

- **svařování s předehřevem – $T_{př} = 400\text{ °C}$**
- svařování na jednu housenku s přídavným materiálem (dodané tyčky),
- čas svařování $t_s = 75\text{ s}$
- teplotní průběh chladnutí po svařování byl použit shodný s experimentem 11

Experiment č. 13:

- **svařování s předehřevem – $T_{př} = 400\text{ °C}$**
- svařování na jednu housenku s přídavným materiálem (dodané tyčky), kořen podložen měděným páskem,
- čas svařování $t_s = 70\text{ s}$,
- vzorek umístěn do zásypu písku ohřátého na 460 °C a v zásypu přenesen k peci, vložen do pece vyhřáté na 700 °C – výdrž na teplotě 2 hod, chladnutí v peci. Během první hodiny klesla teplota v peci o 140 °C , po 14 hodinách byla teplota v peci 150 °C , při této teplotě vzorek i s šamotovou deskou vyjmut z pece a ponechán na šamotové desce volně vychladnout.

Experiment č. 14: svar vzorků 3.3 – a 3.3a

- svařování s předehřevem – $T_{pr} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$
- svařování na jednu housenku s přídatným materiálem (dodané tyčky),
- čas svařování $t_s = 80\text{ s}$
- vzorek umístěn do zásypu písku ohřátého na $460\text{ }^{\circ}\text{C}$ a v zásypu přenesen k peci, vložen do pece vyhřáté na $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ – výdrž na teplotě 2 hod, chladnutí v peci. Během první hodiny klesla teplota v peci o $140\text{ }^{\circ}\text{C}$, po 14 hodinách byla teplota v peci $150\text{ }^{\circ}\text{C}$, při této teplotě vzorek i s šamotovou deskou vyjmut z pece a ponechán na šamotové desce volně vychladnout.

První svary aluminidu železa metodou 141 byly realizovány za použití svařovacího stroje UTA 200. Svařovací proud byl nastaven na 100 A, svařovalo se s přímou polaritou. Elektroda měla průměr 1,6 mm a byla zabroušena do kužele s délkou 3,2 mm a pro svařování se používal plyn ASTEC 25 (25% Ar + 75 %He) od firmy AIR PRODUCTS. Vyhodnocení experimentů bylo provedeno shodně s předchozími experimenty popisovanými v části 4.1.

Vizuálním a metalografickým vyhodnocením vzorků svarů provedených metodou TIG bylo zjištěno, že vzorky s předehřevem $T_{pr} = 200^{\circ}\text{C}$ a ochlazením v zásypu vykazují trhliny a vady jak ve svarovém kovu, tak na hranici ztavení a v přechodu ze svarového kovu do



základního materiálu. Pohled na povrch svaru z experimentu č. 9 po kapilární zkoušce a makrostruktura svaru je na Obr. 49.

a)

b)

Obr. 49 Svar z experimentu č. 9 – a) pohled na svar po kapilární zkoušce (modře vyznačena poloha metalografického výbrusu), b) makrostruktura svaru

Oproti tomu svary z experimentů č. 11 až 14, tj. svary realizované za předehřevu na $T_{\text{př}} = 400^\circ\text{C}$ neobsahovaly trhliny vzniklé v důsledku procesu svařování. Kapilární zkouška identifikovala vady obsažené již v základním materiálu před svařováním. Drobné vady byly identifikovány v koncovém kráteru. Pohled na povrch svaru z experimentu č. 12 po kapilární zkoušce a makrostruktura svaru je na Obr. 50.

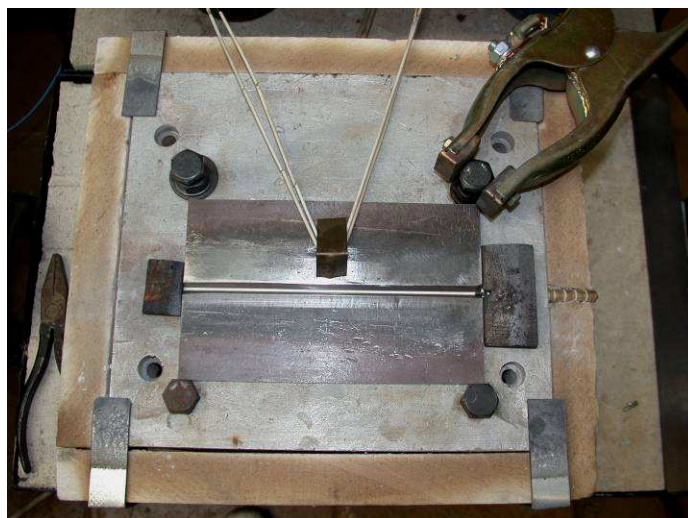


Obr. 50 Svar z experimentu č. 12 – a) pohled na svar po kapilární zkoušce (modře vyznačena poloha metalografického výbrusu), b) makrostruktura svaru

U svarů zhotovených v této fázi experimentálních prací metodou 141 při teplotě předehřevu 400°C , s dohřevem 2 hod. na teplotě 700°C a následným ochlazením v olejové lázni nebo v peci nevznikly v oblasti svaru trhliny a kvalita svarů je *vyhovující*. Toto konstatování lze pokládat za hlavní přínos pro další ověřovací zkoušky svařování aluminidu Fe_3Al [61].

V rámci práce [61] byly realizovány další ověřovací zkoušky s využitím postupů, které umožnily svařit malé vzorky aluminidu bez trhlín. Základním cílem bylo ověření předchozích postupů a nalezení technologických podmínek a parametrů svařovacího procesu pro vytvoření svarů bez výskytu trhlín také u rozměrnějších polotovarů. Pro svařování byl k dispozici svařovací stroj NAVIGATOR 3000 AC/DC od firmy MIGATRONIC CZ a.s. Svařovací pracoviště bylo upraveno a mohl se provádět kontrolovaný předehřev vzorků před svařováním až na 550°C . Záznamy průběhu teplot při realizaci experimentu budou sloužit jako podklady pro pozdější simulaci svařovacího procesu programem SYSWELD. Detailní pohled na sestavení vzorků před svařováním na Obr. 51.

Příprava svarových ploch se prováděla opatrným broušením ruční bruskou s dokončením na stolní brusce, vše bez použití vodního chlazení. Geometrie svarových ploch je u popisu jednotlivých experimentů. Při realizaci jednotlivých experimentů bylo postupováno v souladu se základními, shora uvedenými principy.



Obr. 51. Detailní pohled na sestavení vzorků před začátkem experimentu

Z realizovaných experimentů bude uveden popis parametrů a výsledků u svaru označeného č. 1. Svar byl realizován za dále uvedených parametrů:

Úprava svarových ploch: úhel rozevření 60° , úhly zkosení 30° , kořenová mezera 1,6 mm, otupení 1,2 mm.

Umístění otvorů pro termočlánky: termočlánek č. 1 – osa otvoru 43,6 mm od vnější hrany vzorku č. 2, termočlánek č. 2 – osová vzdálenost od termočlátku č. 1 je 2,5 mm.

Svařovací proud střídavý: frekvence 200 Hz, 100 A (balance času a proudu 75%), zapalování kontaktní na grafitové příložce.

Ochranná atmosféra: ASTEC 25 (75% He + 25% Ar) od f. AIR PRODUCTS spol. s r.o.

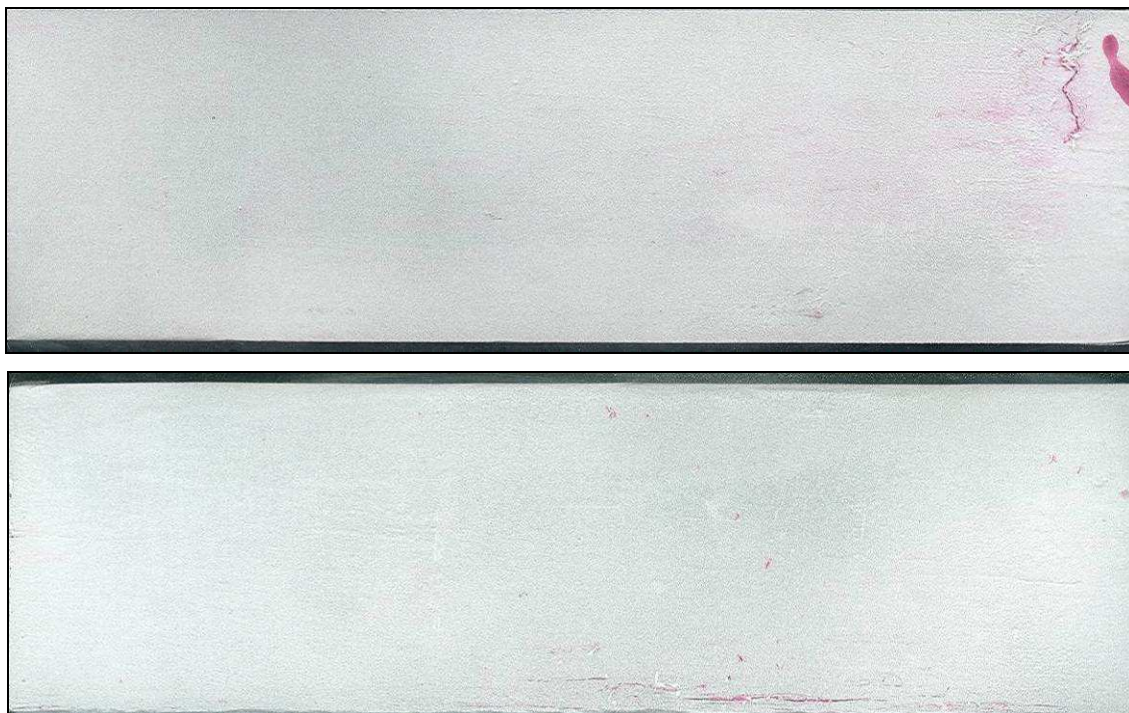
Elektroda: \varnothing 2, 4 mm, kuželové zakončení s vrcholovým úhlem 60° .

Svařování s předeheřevem – $T_{př} = 400^\circ\text{C}$

- vzorek volně položen na vyhřívané desce, dorazy vymezí pohyb v příčném směru a kořenová mezera vymezena na konci budoucího svaru páskem plechu,

- poloha svařování PA podle ISO 6947, v místě kořene je v desce vyfrézována drážka šířky 4 mm a hluboké 2 mm,
- svařování na jednu housenku s přídavným materiálem (dodané tyčky průřezu 2,8 x 2,8 mm zbroušené na kruhový průřez),
- okamžitě po svaření je vzorek umístěn do zásypu písku ohřátého na 500 °C a v zásypu přenesen k peci, vložen do pece vyhřáté na 720 °C – výdrž na teplotě 2 hod, chlazení v peci až do teploty 100 °C, vyjmutí z pece na šamotové podložce a volné chlazení na vzduchu, další manipulace se vzorkem následovala až po 24 hodinách.

Na Obr. 52 je pohled na způsob sestavení vzorků pro svařování, vzorky jsou po kapilární zkoušce. Na snímku jsou vidět zjištěné vady ve vzorku č. 1 i vzorku č. 2. Vady jsou mimo oblast svařování. Vlastní příprava ke svařování se prováděla až po očištění vzorků.



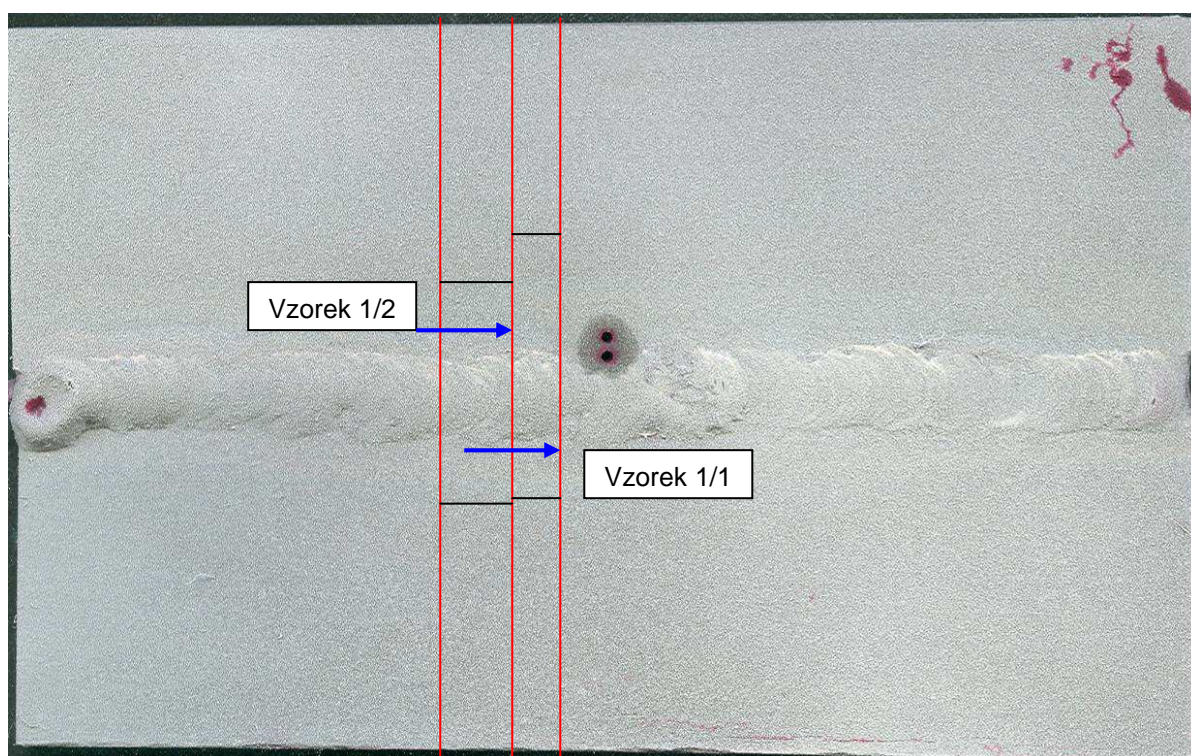
Obr. 52 Sestavení vzorků pro vytvoření svaru č. 1, vzorky po vytvoření svarových ploch a kapilární zkoušce

Vizuální kontrola svaru č. 1 prokázala, že v důsledku deformací vzniklých během svařování došlo na konci svaru prakticky k uzavření kořenové mezery – distanční pásek plechu se natočil. Vzájemné posunutí svařovaných vzorků je vidět na Obr. 53.



Obr. 53 Posunutí svařovaných vzorků na straně konce svaru č. 1

Na Obr. 54 je celkový pohled na vzorek se svarem č. 1 po provedení kapilární zkoušky s vyznačením poloh odběru vzorků pro metalografický rozbor a na jejich označení. Při kapilární zkoušce byly detekovány pouze stejné vady jako ve výchozích polotovarech (porovnej s Obr. 52). Navíc jsou zde detekovány jenom otvory pro umístění termočlánků.



Obr. 54 Celkový pohled na svar č. 1 po provedení kapilární zkoušky s vyznačením poloh odebraných vzorků pro metalografický rozbor (modré šipky ukazují plochu výbrusu)

Na Obr. 55 a 56 jsou snímky makrostruktury z míst vyznačených na Obr. 54. Na Obr. 55 je zřejmá kořenová vada – v podstatě studený spoj vzniklý v důsledku obtížného přístupu s ohledem na umístění termočlánku. V kořenové části svaru byl polotovar při oddělování podbroušen. Na Obr. 56 je svar symetrický, dobře provařený. V oblasti kořene je vidět jak se obtížně spojuje kov natavený na obou svarových plochách.



Obr. 55 Makrostruktura vzorku č. 1/1



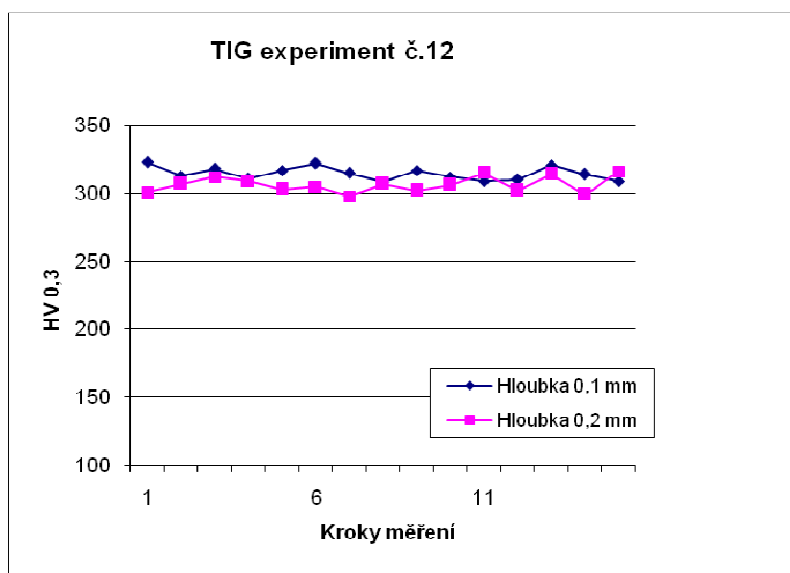
Obr. 56 Makrostruktura svaru vorku č. 1/2

Základním závěrem z hodnocení makrostruktury svaru č. 1 prokázalo, že v žádném z vyhodnocovaných metalografických výbrusů se nevyskytovaly vnitřní trhliny.

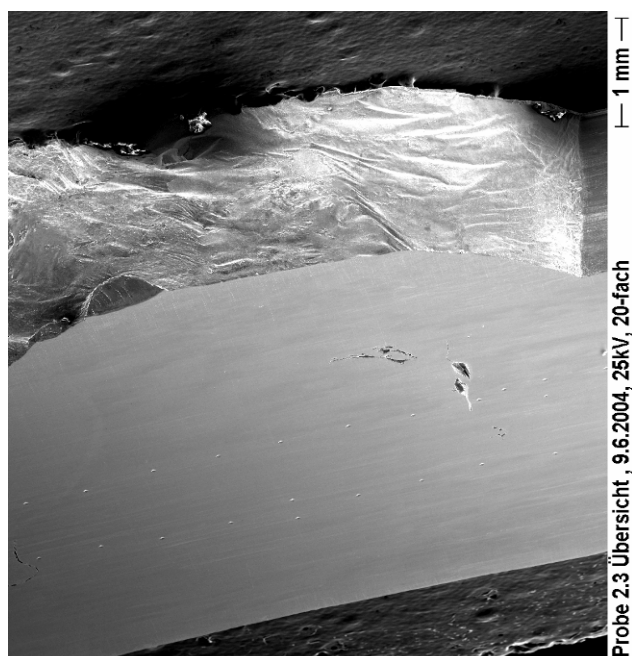
Obdobné byly výsledky i u dalších realizovaných svarů a to i v případě, že se svar provedl na dvě housenky, přičemž druhá housenka se vytvářela až po stejném procesu jako u jednovrstvého svaru.

U vzorků z experimentů č. 9 až 12 byly změřeny průběhy mikrotvrdostí přes hranice ztavení do neovlivněného základního materiálu. Na Obr. 57 jsou výsledky měření u vzorku z experimentu č. 12. Měření mikrotvrdosti se provádělo shodně s předchozími experimenty

v hloubce 0,1mm pod povrchem svaru a 0,2mm pod povrchem svaru. Obdobně jako u již uvedených výsledků se nezjistily žádné výrazné změny tvrdosti ve srovnání s výchozím stavem základního materiálu. Celková průměrná odchylka od průměrné hodnoty tvrdosti je shodně pod deset procent, bez lokálních přechodových špiček ZM/TOO – SK – TOO/ZM.



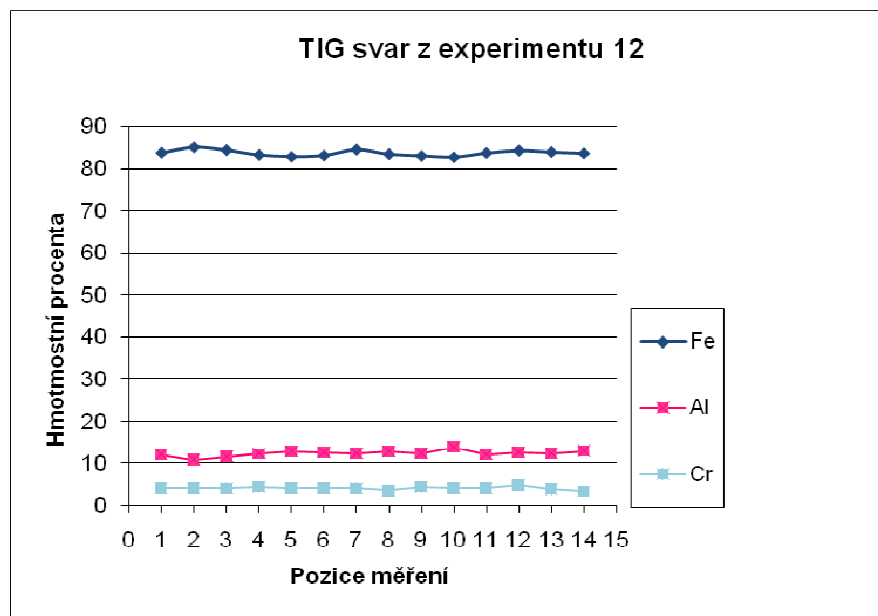
Obr. 57 Grafy průběhu mikrotvrdosti u vzorku z experimentu č. 12



Na Obr. 58 je detail vzorku z REM částečně s viditelnou kresbou housenky a s vpichy po měření tvrdosti. V oblasti svaru je drobný, blíže nevyhodnocovaný defekt.

Obr. 58 REM Detail TIG vzorku 2.3, viditelná kresba housenky

Na Obr. 59 jsou výsledky energiově disperzní analýzy provedené u svaru z experimentu č. 12. Z provedené liniové analýzy je vidět, že v oblasti svaru nedošlo k výrazným změnám v rozložení jednotlivých legujících prvků.



Obr. 59 EDX vyhodnocení průběhu chemických prvků svaru z experimentu 12

Na základě vyhodnocení experimentálních prací z části 7.4 lze konstatovat následující dílčí závěry:

- V základním materiálu se vyskytují vady necelistvosti, které znesnadňují realizaci zkoušek svařování a mohou ovlivňovat výsledky zkoušek.
- U všech vzorků svařených při teplotě předehřevu cca 400 °C, s dohřevem 2 hod. na teplotě 720 °C a následným ochlazením v peci nevznikly v oblasti svaru trhliny a kvalita svarů je vyhovující. Tento závěr platí i pro dvouvrstvý svar.
- U rozměrnějších svarků bude nutné stehování, eventuálně pevné upnutí svařovaných dílů. Tato opatření však změni velikost zbytkových napětí ve svarku a ještě dále zkomplikují celý technologický postup svařování.

7.5 Výsledky hodnocení svarů pomocí TEM

Komparativně k vyhodnocení průběhu mikrotvrdostí a EDX analýzám byla u vybraných vzorků provedena TEM analýza (Fakulta jaderné fyziky Praha). K analýze byl vybrán vzorek 2.3 z experimentu 11, vzhledem netypickému vzhledu struktury svaru. Pohled na snímek makrostruktury tohoto vzorku je na Obr. 60.



Obr. 60 Makrostruktura svaru z vzorku 2.3 z experimentu č. 11

Pro analýzu byly zhotoveny čtyři tenké fólie připravené řezem celého metalografického vzorku z experimentu 11 TIG provedení. Z těchto řezů byly vyrobeny čtyři terčičky v oblastech:

- oblast středu svaru (označena jako weld)
- oblast hranice ztavení (označeno jako border)
- oblast mírně vzdálená od svaru (označeno jako far)
- oblast velmi vzdálená od svaru (označeno jako farfar)

Oblast svaru (Obr. 61) obsahuje velké množství karbidů Cr a Fe o velikosti zrna cca 100nm. V blízkosti hranic zrn se vyskytují bezprecipitační zóny (PFZ) šířky cca 2-3 μm . Na hranicích zrn je hustota těchto částic zvýšená. Zrna jsou velká přibližně 30 μm .



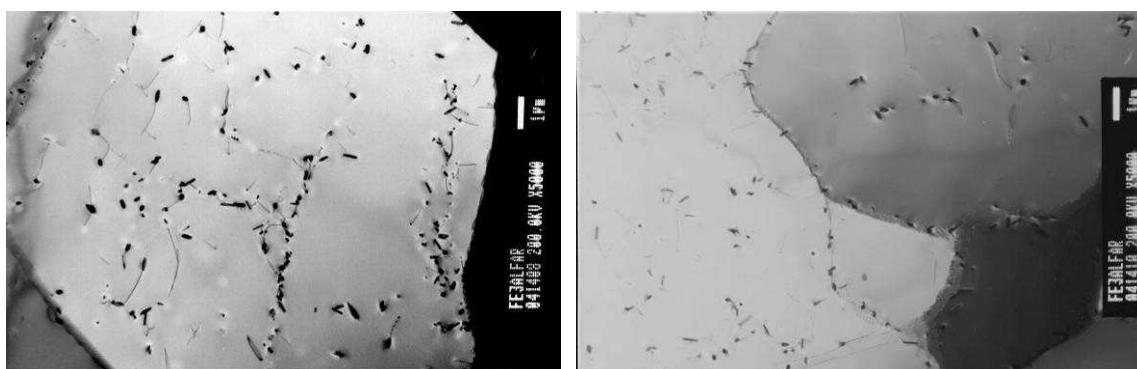
Obr. 61

V oblasti hranice ztavení (Obr. 62) je struktura velmi podobná struktuře středu svaru, se zrný mírně menšími, odhadem 10-20 μm . Uvnitř zrn se vyskytuje poměrně velké množství karbidů Cr+Fe s hustotou srovnatelnou s předchozím stavem. Hranice jsou obsazeny karbidy značně méně, i zóny PFZ jsou méně široké.



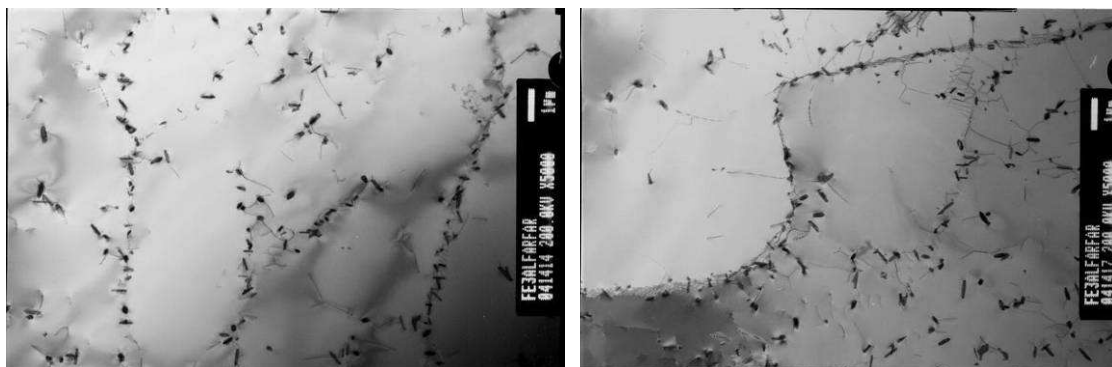
Obr. 62

V oblasti mírně vzdálené od svaru (Obr. 63) je struktura nerekrystalizovaná, jen částečně zotavená s dobře vyvinutými subhranicemi. Velikost zrn je 10x20 μm . Uvnitř zrn jsou nehomogenně rozdělené karbidy Cr+Fe v podstatně menším množství než ve dvou předchozích oblastech. Často jakoby dekorovaly bývalé subhranice nebo hranice buněk, kdy na hranicích je jich více. U hranic se také vyskytují bezprecipitační zóny.



Obr. 63

V oblasti velmi vzdálené od svaru (Obr. 64) je struktura velmi málo tepelně ovlivněna. Velikost zrn je značná, i 1mm², obsahují dislokační buňky a subhranice. Na nich jsou přednostně vyprecipitované karbidy Cr+Fe.



Obr. 64

7.6 Mechanické zkoušky svarů

Mechanické zkoušky svarů byly realizované pouze v omezené míře, neboť nebylo k dispozici dostatečné množství základního materiálu a tím i svarů. Současně bylo nutno vzít do úvahy, že výroba tyčí pro zkoušku tahem je s ohledem na špatnou obrobitelnost posuzovaného materiálu velmi nákladná. Vzhledem k rozměrům svařených vzorků nebylo možno zhotovit tyče pro zkoušky svarem v souladu normou ČSN EN 10002-1.

Na Obr. 65 je pohled na snímek tyče zhotovené ze vzorků svařených při experimentech č. 9 až 14. Průřez tyče ve střední části je 7 x 4 mm.



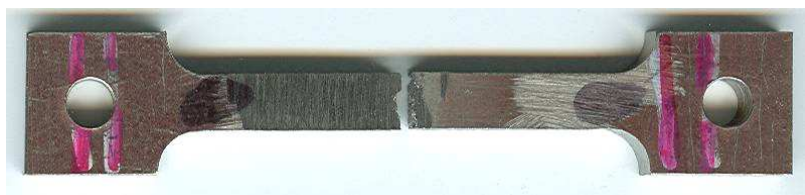
Obr. 65 Tyč pro mechanické zkoušky svaru

Ze svarových spojů zhotovených v další fázi experimentů (svary těles s rozměry) byly zhotoveny tyče s průřezem ve střední části opět 7 x 4 mm.

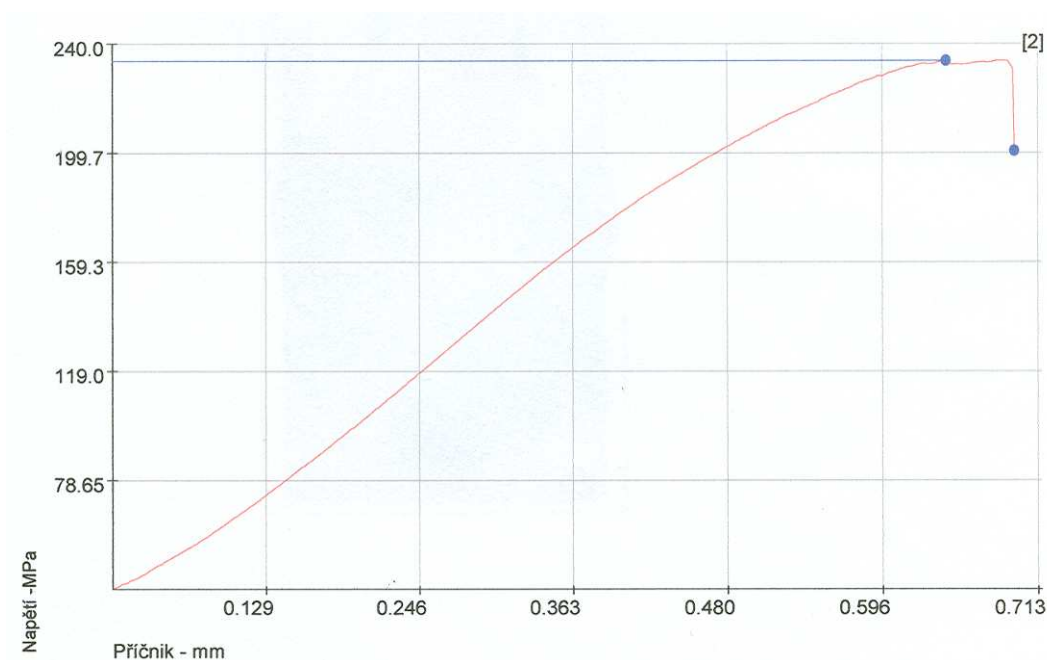


Obr. 66 Tyč pro mechanické zkoušky svaru

Vzhledem k malému množství zkušebních tyčí byly realizovány orientační zkoušky tahem za normální teploty a v dalším především zkoušky tečením. Na Obr. 67 je pohled na zkušební tyč po zkoušce tahem (pohled ze strany kořene svaru) u vzorku odebraného ze svaru č. 2 (viz část 7.4). K poruše došlo v místě svaru prakticky v jeho osově rovině. Mez pevnosti činila $R_m = 234 \text{ MPa}$ a tažnost $A = 1,13 \text{ \%}$.

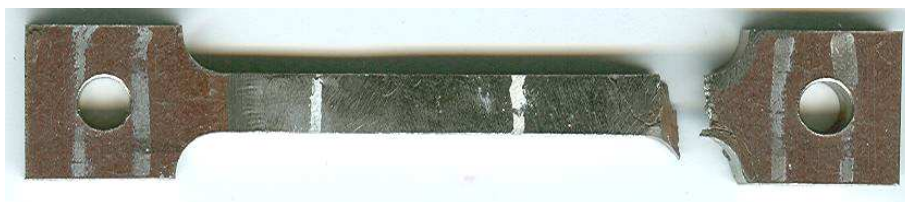


Obr. 67 Pohled na tyč po provedení zkoušky tahem vzorku ze svaru č. 2



Na Obr. 68 je záznam z tahové zkoušky pro vzorek ze svaru č. 2.

U části vzorků docházelo k poruše tyčí při zkoušce tahem v místech mimo svar a to obvykle v místech výskytu skrytých vad v základním materiálu. Na Obr. 69 je pohled na tyč po zkoušce tahem vzorku ze svaru č. 3. V takových případech bylo obvykle napětí potřebné k porušení tyče pod 100 MPa.



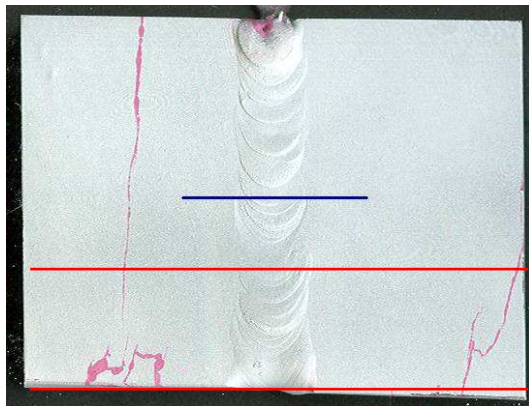
Obr. 69 Pohled na tyč po provedení zkoušky tahem vzorku ze svaru č. 2

V dalším budou uvedeny některé výsledky z realizovaných zkoušek tečení. Zkušební teplota byla zvolena na 600 °C a napětí 50 MPa. Na obr 70 je pohled na tyč po provedení zkoušky a pohled na svařený vzorek (po provedení kapilární zkoušky), ze kterého byla

zkušební tyč vyrobena. Červené čáry vymezují oblast svaru, ze které byla zkušební tyč. Je zřejmé, že lom nastal v místě původní vady v základním materiálu mimo oblast svaru. Čas do lomu činil 104,5 hodin.



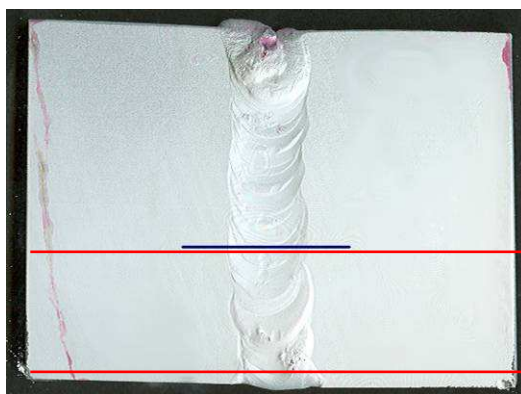
Obr. 70 Tyč ze vzorku 3.2 z experimentu č. 13 po provedení zkoušky tečením a pohled na svařený vzorek



Na obr 71 je pohled na tyč po provedení zkoušky a pohled na svařený vzorek z experimentu č. 12 (po provedení kapilární zkoušky), ze kterého byla zkušební tyč vyrobena. Červené čáry opět vymezují oblast svaru, ze které byla zkušební tyč. Je zřejmé, že lom nastal v závěsu v neovlivněném základním materiálu mimo oblast svaru. Čas do lomu činil 680 hodin.



Obr. 71 Tyč ze vzorku 2.4 z experimentu č. 12 po provedení zkoušky tečením a pohled na svařený vzorek



Na Obr. 71 je vidět, že ke vzniku porušení dochází současně v mnoha místech. Detailní pohled na povrch vzorku uvedeného na obr 70 je na Obr. 71. Na dalším Obr. 72 je snímek metalografického výbrusu z podélného řezu u zkušební tyče po provedení zkoušky tečením ze vzorku č. 3.3 z experimentu č. 14. Na tomto obrázku je zřejmé, že poruchy se nejprve objevují na povrchu tyčí a do materiálu zasahují pouze do určité hloubky. Na pravé straně obrázku je vidět oblast lomu. Tato zkušební tyč se při zkoušce tečením porušila za 55,5 hod..



Obr. 71 Detail povrchu tyče po provedení zkoušky tečením, vzorek 2.4, experiment č. 12



Obr. 72 Pohled na podélný řez tyče po provedení zkoušky tečením, vzorek 3.3, experiment 14

Z provedených mechanických zkoušek lze dovodit následující dílčí závěry:

- Na realizovaných zkouškách se velmi negativně projevují výrobní vady v základním materiálu. Pokud v materiálu byly skryté vady, docházelo k porušení tyčí vždy v těchto místech.
- Pokud zkušební tyče nevykazovaly hrubé vnitřní vady, docházelo k porušení tyčí při zkoušce tahem v oblasti svaru. Tažnost tyčí se swarem byla velmi nízká (ostatně jako u neovlivněného základního materiálu) a pevnostní hodnoty srovnatelné se základním materiálem.
- U tyčí na zkoušku tečením se jeví nevyhovující závěs ve zkušební komoře. Její velikost a rozměry vzorku ale jiné řešení neumožňují. Jedinou možností je snížení šířky tyče. Lze však předpokládat, že toto řešení nepříznivě ovlivní výrobu tyčí.

8. DISKUZE VÝSLEDKŮ A VĚDECKÝ PŘÍNOS PRÁCE

Výstupem experimentu po stránce svařování obecně je stanovení postupu či postupů svařování, jejichž opakováním (za užití stejné metody a stejných parametrů svařovacího zdroje i materiálu), je docíleno spolehlivého svaru bez vad předem definovaných vlastností, uspokojivého jak po stránce fyzikálně metalurgické tak i po stránce technologie svařování a užitných vlastností svaru.

S postupem svařování je spojená i nutnost definovat spolehlivý svar a požadavky na tento spoj (stupeň jakosti, tvar a geometrie svařovaného základního materiálu, geometrické požadavky na svar, příprava svarových ploch, hloubka závaru, šířka svaru, struktura svarového kovu a jeho chemické složení, vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti, stupeň jakosti svaru, přípustné nebo nepřípustné vady, rozkmit housenky, počet svarových vrstev, odbornost svářeče, metodika a kritéria zkoušek jakosti svaru a mnoho dalších požadavků), což je v těsné souvislosti s praktickým nasazením svařence.

Přesné parametry a metodiku jejich hodnocení musí mít i samotný základní materiál před vlastním svařováním. V současnosti nejsou ještě dořešeny všechny otázky kolem výroby základních polotovarů, např. plechů, tyčí, profilů a jsou-li, výsledky nejsou publikovány.

Za hlavní výstup a vědecký přínos práce po stránce fyzikálně metalurgické lze považovat pochopení základních vlivů svařovacích technologií a jejich parametrů na zkoumaný materiál, porozumění vazbám mezi chováním aluminidu a metodou, kterou je svařován, včetně následného ovlivnění struktury. Vady svarů, které se případně při svařování vyskytují, představují v chápání této práce dílčí problémy spojené s teplotním a deformačním působením na základní materiál, které je třeba překonat a podrobit dalšímu výzkumu. **Z hlediska fyzikální metalurgie vzorek s vadami zůstává součástí fyzikálně metalurgického experimentu.**

Pozitivním výsledkem z pohledu fyzikálně metalurgického je již zjištění, že zkoumaný materiál se podařilo svařit a v některých případech dokonce bez vad celistvosti. Přesto je to **z hlediska svařování** zatím výsledek nedostatečný. Z hlediska přístupu – **vhodnost pro daný účel** – je nutno zajistit, aby materiál bylo možno svařovat spolehlivě a bez vad vylučujících jeho praktické nasazení do provozu. Kritéria kvality je nutno předem stanovit, to však je možné pouze pro konkrétní výrobek a s daným účelem využití. Přípustné vady mohou mít určitý rozměr. **Vzorek s nepřípustnými vadami je nepřijatelný.** Na základě dosud realizovaných prací lze konstatovat, že v technologii svařování nejsou ještě všechny problémy zvládnuté a je nezbytný další výzkum.

Styčným bodem přístupu k výzkumu po stránce technologie svařování i fyzikální metalurgie jsou základní vady svarů, především trhliny (viz. Kapitola 3.2).

Struktura a tedy i mechanické vlastnosti základního svařovaného materiálu jsou svařovacím procesem ovlivněny. Svarový spoj z hlediska posuzování svařitelnosti je nutno chápat jako celek, tedy i s tepelně ovlivněnou oblastí. Struktura svarového spoje je zpravidla odlišná od výchozí struktury základního materiálu, tudíž nelze svar posuzovat jinak než jako strukturní vrub. Svarový spoj však musí vyhovět požadovaným mechanickým vlastnostem. Zkoušky technologie svařování jsou pak primárně zaměřeny na stanovení odolnosti vůči vzniku trhlín buď vzniklých ve svarech v průběhu nebo po ukončení svařování nebo v základním materiálu [43]. Přítomnost či nepřítomnost trhlín je zásadní pro definování spolehlivého spoje a tato disertační práce se zaměřovala tímto směrem.

Jednotlivé etapy postupu této disertační práce korespondovaly se stupněm poznání problematiky k datu realizace těchto etap. Prvotní literární odkazy a pokusy získat informace v knihovnách, webových databázích, odborných časopisech i prosbami o informace adresované na renomované odborníky v tématu v několika světových pracovištích, nebyly úspěšné. Získané informace byly buď příliš strohé, nebo příliš všeobecné, v některých případech působící až zavádějícím dojmem. K relevantním informacím vedlo až komplikovaně získané a striktně časově omezené umožnění zpoplatněného přístupu do speciální zahraniční databáze, jejíž správa a provoz podléhá režimu „důvěrné“ a udělení povolení provozovatele této databáze s takto získanými informacemi nakládat pro studijně-vědecké účely v nevýdělečné sféře. Část těchto informací, nepodléhající embargu, je uvedena v kapitole 5 a část těchto informací pomohla směřovat experimentální část práce.

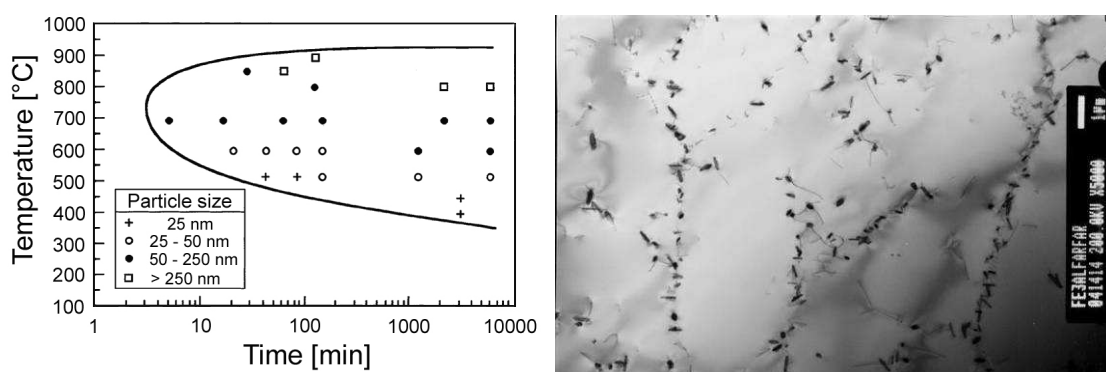
Prvotní experimentální práce za použití laseru, byly realizovány s cílem pochopit děje při lokálním tavení základního materiálu a děje doprovázející tuhnutí svarové lázně a chladnutí vzorku. Snaha o minimalizaci množství vneseného tepla do nátavu resp. svarku a tím i minimalizaci teplotního a deformačního působení na základní materiál a překonat tak negativní vliv nízkých plastických vlastností aluminidu při pokojových teplotách. Výsledky experimentů nebyly z hlediska výskytu trhlín jednoznačné (viz. Kapitola 7.1). Při celkovém hodnocení experimentů zaměřených na laserové svařování lze konstatovat, že prakticky u všech nátavů i svarů docházelo k výskytu trhlín ve svarech. Výjimku tvořily pouze svary zhotovené s ochlazením v tekutém dusíku před svařováním, nebo po zhotovení svaru. Teoretické vysvětlení těchto účinků je obtížné zejména v případě následného ochlazení po svařování. Je také otázkou, zda takto vytvářený svarový spoj by byl ještě pro uživatele

zajímavý po stránce výrobních nákladů a užitnosti svařence a samotná praktická realizovatelnost v průmyslové praxi.

Druhá fáze experimentů disertační práce se nezaměřila na další úpravy procesu svařování pro potřeby aluminidu, ale na překonání nevýhodných plastických vlastností aluminidu svařováním metodou TIG. Konkrétně při takových teplotách předehřevu, kdy základní materiál aluminidu vykazuje již přijatelné plastické vlastnosti.

Nátavy a svary vytvořené s použitím netavící se wolframové elektrody, tzn. metodou 141, byly provedeny jak s trhlínami, tak bez trhlín (viz. Kapitola 7.2). U svarů zhotovených v této fázi experimentálních prací metodou 141 při teplotě předehřevu 400 °C, s dohřevem 2 hod. na teplotě 700 °C a následným ochlazením v olejové lázni nebo v peci, nevznikly v oblasti svaru trhliny a kvalita svarů je vyhovující. Toto konstatování lze pokládat za hlavní přínos pro další laboratorní zkoušky svařování aluminidu Fe_3Al [61] i z hlediska praktické provozní aplikace uvedeného postupu svařování.

TEM pozorováním bylo identifikováno, že v oblasti svaru je charakteristická přítomnost karbidů Cr a Fe. Jejich přítomnost souvisí s precipitací po předchozím roztavení materiálu v oblasti budoucího svarového kovu, resp. po předchozím rozpuštění všech částic na teplotách nad 950 °C [62]. Tvorba precipitátů o velikosti 50-250nm je nejrychlejší při teplotě 700 °C, viz Obr. 73. Jedná se o precipitát Cr-Fe-C, v němž je obsah uhlíku 15-30 at. % a poměr Cr : Fe je 7 : 3 a 6 : 4 u částic v matrici, resp. v rozhraní.



Obr 73 Graf tvorby precipitátů na teplotě dle [62] a subzrna s vyprecipitovanými karbidy

Podstatné je, že zmiňované karbidy, které jsou v důsledku zpracování plechu v celé struktuře základního materiálu, se v oblasti svaru pouze roztaví působením zdroje tepla od

svařovacího zdroje (metalurgicky vzato – tepelným zpracováním), aby se vzápětí nastavila táž struktura jako před teplotním působením.

Zkoušky CREEP prováděné za zkušební teploty 600 °C a napětí 50 MPa ukázaly, že čas do lomu u vzorků se svarem zhruba koresponduje (je nižší) s časem do lomu se vzorky bez svaru a zejména, že lom nenastal v žádném případě v místě svaru. Lom mimo svar je dán rekrytalizací velkých zrn z původní textury – k porušení vzorku dochází v místě, kde je malé množství hranic zrn příznivě orientovaných vůči namáhání.

Závěry disertační práce:

1. Svary provedené netavicí se wolframovou elektrodou metodou 141 podle ČSN EN ISO 4063, lze realizovat s použitím identického přídavného materiálu
2. Svary provedené netavicí se wolframovou elektrodou (TIG) za vhodných technologických podmínek jsou bez trhlin, tzn., že jsou podle základního kritéria hodnocení svarového spoje vyhovující
3. Hodnoty mikrotvrdosti napříč svarem, tj. v oblasti svaru, v tepelně ovlivněné zóně i v základním materiálu se významným způsobem neliší
4. EDX analýzy napříč svarem, tj. v oblasti svaru, v tepelně ovlivněné zóně i v základním materiálu potvrdily, že zde při svařování nedochází k redistribuci chemických prvků
5. Rozmístění karbidů napříč svarem, tj. v oblasti svaru, v tepelně ovlivněné zóně i v základním materiálu, se podstatně neodlišuje a zlepšuje mechanické vlastnosti precipitačním zpevněním
6. Mechanické vlastnosti vzorku materiálu se svarovým spojem realizovaným přídavným materiálem identického složení, jsou srovnatelné s mechanickými vlastnostmi vzorku základního materiálu bez svarového spoje
7. Svařování neovlivňuje zásadním způsobem mechanické vlastnosti zkoumaného typu aluminidu Fe_3Al a z tohoto hlediska je svařování vhodnou technologií pro spojování tohoto materiálu.

9. DOPORUČENÍ PRO DALŠÍ SMĚR VÝZKUMU

Na základě realizovaných experimentů a jejich detailního vyhodnocení lze pro další výzkum doporučit následující postupy.

Za základní a velmi důležité pokládám přesnou specifikaci výrobních postupů aluminidu železa tj.:

- Vývoj slitin s vyšší tažností za pokojové teploty a za teplot cca 250 °C
- Tvar a velikost odlévaného polotovaru
- Druh tavicího agregátu a atmosféry v peci
- Vsázkový materiál a jeho příprava
- Typ kelímku a rozložení vsázkového materiálu
- Postup tavení a rafinace taveniny
- Konečná teplota před odléváním polotovaru
- Druh formy, teplota formy, prostředí při odlévání, postup tuhnutí a chladnutí,
- Oddělování vtoků
- Tváření polotovaru a výroba plechů, tyčí, trubek apod. – stanovení postupu a dílčích kroků, tj. teploty tváření, jednotlivé úběry, časy dalších ohřevů a výdrží v peci, postup při dělení tvářeného polotovary, finální operace např. rovnání apod.

Zvládnutí celé výrobní technologie je podle mého názoru základním předpokladem pro výrobu kvalitních hutních polotovarů bez vnitřních vad a necelistvostí. Takové výzkumné práce ovšem jsou mimo rozsah sledované problematiky a vyžadují samostatný výzkumný program.

Pro možnost úspěšného svařování aluminidu se jako rozhodující jeví zvládnutí vysoké náchylnosti k tvorbě trhlin. Trhliny při svařování jsou vždy vyvolané superpozicí teplotních a deformačních účinků svařovacího procesu na základní materiál a za rozhodující lze pokládat okamžitý stav vlastností materiálu a okamžitého stavu napjatosti v inkriminovaném místě. K analýze stavů napjatosti lze s výhodou použít simulační program, např. program SYSWELD. Simulační program sám o sobě není schopen analyzovat místa s možným výskytem trhlin, tj. není schopen je predikovat. Je však schopen v jednotlivých elementech či uzlových bodech stanovit časové průběhy teploty, tj. i vlastností materiálů a příslušný stav materiálu. Při stanovení kritických parametrů by bylo možné v jednotlivých oblastech

svarového spoje a časech porovnáním stanovit, kdy dojde k překročení kritických poměrů a hrozí výskyt trhlin. Simulační výpočty by bylo možné vhodně doplnit a ověřovat experimentálně. Navrhované řešení by předpokládalo vytvoření nového software. Pokud jsem informován, je v současné době na katedře strojírenské technologie tento program řešen v rámci disertační práce.

10. LITERATURA

- [1] KRATOCHVÍL P.: Slitiny na bázi aluminidu železa, základní fyzikálně metalurgické poznatky a konstrukční využití ve strojírenství, Hutnické listy č. 7-8/1997,
- [2] ŠEDIVÁ I.: Vlastnosti slitiny Fe₂₈Al₁₄Ce z hlediska využití za vysokých teplot, 2003
- [3] MCKAMEY, C. G.: Iron Aluminides, in Physical Metallurgy and processing of Intermetallic Compounds, eds. Stoloff N. S., Sikka V. K., 1994, 351-391
- [4] MCKAMEY, C. G., DEVAN, J. H., TORTORELLI, P. F., SIKKA, V. K.: A review of recent developments in Fe₃Al-based alloys, J. Mater. Res., 1991, 1779-1805
- [5] VEDULA, K.: FeAl and Fe₃Al, Intermetallic Compounds, eds. J. H. Westbrook and R. L. Fleischer, 1994, 199-2095
- [6] NISHINO, Y., ASANO, S., OGAWA, T.: Phase stability and mechanical properties of Fe₃Al with addition of transition elements, Mater. Sci. Eng. A234-236, 1997, 271-274
- [7] YANGSHAN, S., ZHENGJUN, Y., ZHONGHUA, Z., HAIBO, H.: Mechanical properties of Fe₃Al-based alloys with cerium addition, Scripta metal. Material, 1995, 811-817
- [8] KARLÍK, M., KRATOCHVÍL, P.: Intermetalické fáze – nové konstrukční materiály, výzkumná zpráva č.103/91, VÚK Panenské Břežany, 1991, 55s
- [9] KARLÍK, M., KRATOCHVÍL, P., JANEČEK, M., SIEGL, J., VODIČKOVÁ, V.: Tensile deformation and fracture micromorphology of an Fe-28Al-4Cr-0.1Ce alloy, Mater. Sci. Eng., A289 (2000), 182-188
- [10] MORISS, D. G. PEGUIRON, D.: Yield stress and stress anomaly in an Fe₃Al alloy, Philosophical Magazine A, 1995, 441-463
- [11] COOPER S. HUGH: US3676109: Rust and Heat Resisting Ferrous Base Alloys Containing Chromium and Aluminium, United States Patent Office, July 11, 1972
- [12] DAY J. G.: DE2829373A1: Oxidationsresistenete Legierung und Verfahren zu ihrer Herstellung“, Bundesrepublik Deutschland, Deutsches Patentamt, 5. 7. 1977
- [13] HUANG S. CH., CHANG K. M., TAUB A. I.: US4478791: Methods for imparting strength and dustility to intemetallic phases, United States Patent, Oct. 23, 1984
- [14] LIU CH. T., STIEGLER J.: US4612165: Ductile aluminide alloys for high temperature applications, United States Patent, Sep. 16, 1986
- [15] LIU CH. T., KOCH C. C.: US4711761: Ductile aluminide alloys for high temperature applications, United States Patent, Dec. 8, 1987
- [16] LIU CH. T., STIEGLER J. O., MUNDY J. N., HORTON L. L., ANGELINI P.: Ordered intermetallic alloys: an assessment, Intermetallics 5 (1997), 579 – 596 and Intermetallic Alloy Development: Program Evaluation (1997), The National Academy of Sciences, 2000, 10-31
- [17] U. S. DEPARTMENT OF ENERGY, WASHINGTON D. C.: Chemicals, Project Fact Sheet, February 2001
- [18] SIKKA V. K.: Alloys for Ethylene Production, příspěvek 134b konference New Materials for Tomorrow's Chemical Industry, American Institute of Chemical Engineers, New York, 2001
- [19] US NAVY JOINING CENTER: Brown and Dydo Join the NJC Team, 2004
- [20] GOVERNMENT OF INDEPENDENT INDIA DECLARATION: Defence Research and Development Organization, Chapter XXXI, 2004, 316
- [21] SORRELL CH., ANGELINI P., SILBERGLITT R.: Industrial Materials for the Future (IMF) Program. Intermetallic Alloy Development Activities, US Department of Energy, 1999
- [22] MCKAMEY C. G., LIU CH. T.: US4961903: Iron aluminide alloys with improved properties for high temperature applications, United States Patent, Oct. 9, 1990
- [23] MCKAMEY C. G., DEVAN J. H., TORTORELLI P. F., SIKKA V. K.: A review of recent developments in Fe₃Al-based alloys, Journal of Material Research, Vol. 6, No. 8, August 1991, 1786-1787

- [24] SIKKA V. K.: US5084109: Ordered iron aluminide alloys having an improved room-temperature ductility and method thereof, United States Patent, Jan. 28, 1992
- [25] SIKKA V. K., MCKAMEY C. G.: US5238645: Iron-aluminium alloys having high room – temperature and method for making same, United States Patent, Aug. 24, 1993
- [26] BATAWI E., PETERS J. A.: EP 0 587 960 A1: Herstellung von Eisenaluminid-Werkstoffen, Europäisches Patentamt, 23. 03. 1994
- [27] BATAWI E., PETERS J. A.: US5346562: Method of production of iron aluminide materials, United States Patent, Sep. 13, 1994
- [28] LIU CH. T., MCKAMEY C. G., TORTORELLI P. F., DAVID S. A.: WO 93/23581: Corrosion resistant iron aluminides exhibiting improved mechanical properties and corrosion resistance, World intellectual property organization, (PCT), 13. 05. 1993
- [29] LIU CH. T., MCKAMEY C. G., TORTORELLI P. F., DAVID S. A.: US5320802: Corrosion resistant iron aluminides exhibiting improved mechanical properties and corrosion resistance, United States Patent, Jun. 14, 1994
- [30] NAZMY M., NOSEDA C., STAUBLI M.: US5411702: Iron-aluminium alloy for use as thermal-shock resistance material, United States Patent, May 2, 1995
- [31] KOEHLER P. C., LIBEL S. A., HURLEY J. L.: WO 95/32048: Metal filter for high temperature applications, World intellectual property organization, (PCT), 30. 11. 1995
- [32] MAZIASZ P. J., GOODWIN G. M., LIU CH. T.: US5545373: High-temperature corrosion-resistant iron-aluminide (FeAl) alloys exhibiting improved weldability, United States Patent, Aug. 13, 1996
- [33] DAVID S. A., SANTELLA M. L.: Physical Metallurgy and processing of Intermetallic Compounds, Chapter 16, Chapman & Hall, 1996, 663-668
- [34] NATESAN K.: Corrosion performance of iron aluminides in mixed-oxidant environments, Materials Science and Engineering, A258, 1998, 127-132
- [35] BANOVIC S. W., DUPONT J. N., MARDER A. R.: High Temperature Sulfidation Behavior of Low Al Iron-Aluminium Compositions, Scripta Materialia, 38, 1998, 1763-1767
- [36] BANOVIC S. W., DUPONT J. N., TORTORELLI P. F., MARDER A. R.: The Role of Aluminium on the Weldability and Sulfidation Behavior of Iron-Aluminium Cladding, Welding Research Supplement, 1999, 23-30
- [37] MOSBAH A., WEXLER D., CALKA A.: Tungsten Carbide Iron Aluminide Hardmetals: Nanocrystalline vs. Microcrystalline, Journal of Metastase and Nanocrystalline Materials, Vol. 10, pp. 649 - 658
- [38] CHAKRABORTY S. P., SHARMA I. G., SURI A. K., BOSE D. K.: Studies on preparation, characterisation and evaluation of properties of Fe₃Al-based intermetallic alloy of composition Fe-16Al-5.44Cr-1Nb-0.5C, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 115, Issue 3, 413-422, 2001
- [39] ANDERSON I.: Clean electric power from dirty coal, Metallurgy and Ceramics, (515) 294-9791, Public Affairs
- [40] CORBIN S. F., TOYSERKANI E., KHAJEPOUR A.: Cladding of an Fe-Aluminide Coating on Mild Steel Using Pulsed Laser Assisted Powder Deposition, Materials Science and Engineering, A354 (2003) 48-57
- [41] SKOGLUND H., KNUTSON WEDEL M., KARLSSON B.: The Role of Oxygen in Powder Processing of Fe Al, Intermetallics 11 (2003) 475-482
- [42] HRIVŇÁK, I.: Zvariteľnosť ocelí, Alfa, Bratislava, 1979, 185-186
- [43] CEJP J., JANOVEC J.: Nauka o materiálu, Macek K., Zuna P. a kol., 1996, 98
- [44] HRIVŇÁK, I.: Teória zvariteľnosti kovov a zliatin, Veda, Bratislava, 1989
- [45] FASCHING A. A., ASH D. I., EDWARDS G. R., DAVID S. A.: Hydrogen Cracking Behavior in an Iron Aluminide Alloy Weldment, Scripta Metallurgica et Materialia, 32, 1995, 389-394

- [46] KARLÍK M., KRATOCHVÍL P.: Intermetalika, výzkumná zpráva pro VUK Panenské Břežany, 1989, 59
- [47] WRIGHT R. N., WRIGHT J. K., MOORE G. A.: US5350107: Iron aluminide coatings and joints and methods of forming, United States Patent, Sep. 27, 1994
- [48] LEVIN B. F., DUPONT J. N., MARDER A. R.: Weld Overlay Coatings for Erosion Control, Wear 181-183, Elsevier, 1995, 810-820
- [49] SANTELLA M. L., SIKKA V. K.: US5525779: Intermetallic alloy welding wires and method for fabricating the same, United States Patent, Jun. 11, 1996
- [50] MAZIASZ P. J., GOODWIN G. M., SWINDEMAN R. W., ALEXANDER D. J., SIKKA V. K.: Development of Weldable, Corrosion-Resistant Iron-Aluminide (FeAl) Alloys, ORNL Report 1998, 78-79
- [51] JORDAN A. D., UWAKWEH O. N. C., MAZIASZ P. J., REED R. W.: Weld Thermal Simulation and Its Effect Upon the Microstructure of As-Cast FeAl-Based Materials, Elsevier Science Inc., Material Characterization, Volume 43, Issue 4, Oct. 1999, 227-233
- [52] JUDKINS R. R., SINGH P., SIKKA V. K.: US6114058: Iron aluminide alloy container for solid oxide fuel cells, United States Patent, Sep. 5, 2000
- [53] REGINA J. R., DUPONT J. N., MARDER A. R.: Evaluation of Iron Aluminide Weld Overlays for Erosion-Corrosion Resistant Boiler Tube Coatings in Low NO_x Boilers, Advanced Research and Technology Development Materials Program Report for ORNL Research Sponsored by the U. S. Department of Energy, Office of Fossil Energy, 28.4.2000
- [54] WANG J., LI Y., LIU P., WU H.: Microstructure and performance in diffusion-welded joints of Fe3Al/Q235 carbon steel, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 145, Issue 3, 294-298, 2004
- [55] TOTEMEIER T. C.; WRIGHT R. N.; SWANK W. D.: Microstructure and Stresses in HVOF Sprayed Iron Aluminide Coatings, Journal of Thermal Spray Technology, Vol. 11, Nr. 3, September 2002, pp. 400-408(9)
- [56] SKETCHLEY P. D., THREADGILL P. L., WRIGHT I. G.: Rotary friction welding of an Fe3Al based ODS alloy, Material Science and Engineering A329-331 (2002) 756-762
- [57] LEE Y. L., SHIUE R. K., WU S. K.: The microstructural evolution of infrared brazed Fe3Al by BNi-2 braze alloy, Elsevier, přijato 2003, v tisku
- [58] BROCHU M., PUGH M., DREW R. A. L.: Wetting behaviour of copper on iron aluminide alloy, Elsevier, přijato 2004, v tisku
- [59] GÜKLHORN M., ROTHE R.: Laserstrahl Abscheidung Fe3Al, Projektsbericht, Institut für Lasertechnik Ostfriesland, Emden, 30. 6. 2004
- [60] NEUMANN H.: Ověření svařitelnosti aluminidu železa Fe3Al, výzkumná zpráva, číslo úkolu TU v Liberci: 2439/2200, Prosinec 2002
- [61] NEUMANN H.: Svařitelnost aluminidu Fe3Al, výzkumná zpráva, číslo úkolu TU v Liberci: 2619/2200, Listopad 2003
- [62] KARLÍK M., CIESLAR M.: Mat. Sci. Eng. A324, 2002, 5

11. SEZNAM PUBLIKACÍ AUTORA

1. HANUS P., KLEPSA F., ŠEDIVÁ I.: Vlastnosti a možnosti využití intermetalik na bázi FeAl, Fe₃Al, Jubilejní sborník Euroregionu Nisa, VIII/2002, 144-150
2. KLEPSA F., ROTHE R.: Zur Schweißbarkeit zweier auf der intermetallischen Phase Fe₃Al aufgebauter Werkstoffe, Schweißen und Schneiden 55, 2003, Heft 2, 80-83
3. KLEPSA F., ROTHE R.: poster Zur Schweißbarkeit der intermetallischen Verbindung Fe₃Al, Mezinárodní konference v Hraběticích 26. 09. 02
4. KLEPSA F., ROTHE R.: Iron Aluminide Fe₃Al Welding Eventualities, Wissenschaftliche Abhandlungen, IX/2003, 175-180
5. KLEPSA F.: Problematika trhlin aluminidu železa Fe₃Al, Jemná mechanika a optika, 7/2003, 204-205
6. KLEPSA F., ROTHE R.: On the weldability of two materials based on the intermetallic Fe₃Al phase, Welding and Cutting 55, 2003, 160-163

Prohlášení

Byl jsem seznámen s tím, že na mou disertační práci se plně vztahuje zákon č.121/2000 Sb. o právu autorském, zejména §60 – školní dílo.

Beru na vědomí, že Technická univerzita v Liberci (TUL) nezasahuje do mých autorských práv užitím mé doktorské práce pro vnitřní potřebu TUL.

Užiji-li disertační práci, nebo poskytnu-li licenci k jejímu využití, jsem si vědom povinnosti informovat o této skutečnosti TUL; v tomto případě má TUL právo ode mne požadovat úhradu nákladů, které vynaložila na vytvoření díla, až do jejich skutečné výše.

Disertační práci jsem vypracoval samostatně s použitím uvedené literatury a na základě konzultací se svým školitelem disertační práce.

Declaration

I have been notified of the fact that Copyright Arc No. 121/2000 Coll. applies to my dissertation in full, in particular Section 60, School Work.

I am fully aware that Technical University of Liberec is not interfering in my copyright by using my dissertation for internal purposes of TUL.

If I use my dissertation or grant a licence for its use, I am aware of the fact that I must inform TUL of this fact; in this case TUL has right to seek that I pay the expenses invested in the creation of my dissertation to the full amount.

I compiled the dissertation on my own with use of the acknowledged sources and on the basis of consultation with the head of the dissertation.

Datum/ Date :

Podpis/ Signature: